

PACS numbers: 61.72.Nh, 62.40.+i, 75.80.+q, 81.40.Jj, 81.40.Lm, 81.40.Np, 81.70.Bt

Особенности пластической деформации металлов и сплавов в магнитном поле. Обзор

М. А. Васильев

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Акад. Вернадского, 36,
03680, ГСП, Киев-142, Украина*

Представлен обзор экспериментальных результатов по непосредственному влиянию постоянных и переменных магнитных полей на такие механические характеристики различных ферромагнитных и немагнитных металлов и сплавов, как предел текучести, предел прочности, максимальное удлинение, ползучесть, усталостная прочность, а также релаксация напряжений. Особое внимание уделено проявлению положительного и отрицательного магнитопластического эффекта (МПЭ) в условиях механического нагружения в присутствии внешнего магнитного поля различной природы и напряженности. Рассмотрены физические механизмы наблюдаемых эффектов, основанные на влиянии магнитного поля (МП) на динамику дислокаций и трансформацию спин-зависимой дефектной структуры.

Представлено огляд експериментальних результатів з безпосереднього впливу постійних і змінних магнетних полів (МП) на такі механічні характеристики різних ферромагнетних і немагнетних металів і сплавів, як межа плинності, межа міцності, максимальне подовження, повзучість, втомна міцність, а також релаксація напруг. Особливу увагу надано прояву позитивного та негативного магнетопластичного ефекту (МПЕ) в умовах механічного навантаження у присутності зовнішнього магнетного поля різної природи і напруженості. Розглянуто фізичні механізми ефектів, що спостерігаються, основані на впливі МП на динаміку дислокацій і трансформацію спин-залежної дефектної структури.

A given review systematizes the experimental results of direct influence of the permanent and alternating magnetic fields (MF) on mechanical properties of the different ferromagnetic and nonmagnetic metals and alloys, for instance, yield stress, ultimate tensile strength, maximal elongation, creep rate, fatigue life, and stress relaxation. The special attention is focused to the manifestation of positive and negative magnetoplastic effect (MPE) under conditions of the mechanical loading in a presence of the external mag-

netic field of a different nature and intensity. Based on the MF influence on the dynamics of dislocations and the transformation of spin-dependent defect structure, the physical mechanisms of observed effects are considered.

Ключевые слова: пластическая деформация, магнитное поле, магнито-пластический эффект, динамика дислокаций, магнитные домены.

(Получено 14 февраля 2007 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Во многих случаях детали и элементы машин и конструкций современных энергетических установок, электромагнитных устройств, транспортных средств, устройств записи и воспроизведения информации, измерительных и научных приборов и т.д. работают в условиях наложения постоянных или переменных магнитных полей (МП) различной напряженности. В связи с этим знание поведения механических характеристик магнитных и немагнитных материалов в присутствии таких полей имеет важное практическое значение. Повышенный интерес к этой проблеме возник после открытия магнитопластического эффекта (МПЭ) в никеле, заключающегося в снижении напряжения пластического течения при включении относительно слабого МП в процессе пластической деформации никеля [1–3]. В последующих многочисленных работах было установлено, что при пластической деформации в присутствии постоянных и переменных МП изменяются такие механические характеристики различных ферромагнитных и немагнитных металлических материалов, как предел текучести, предел прочности, максимальное удлинение, ползучесть, усталостная прочность, а также релаксация напряжений. При этом отмечается проявление как разупрочнения (положительный МПЭ), так и упрочнения (отрицательный МПЭ) материалов под воздействием МП различной природы. В последние годы большое внимание уделяется также изучению МПЭ при пластической деформации некоторых немагнитных ионных и полупроводниковых кристаллов (см. обзоры [4–7]). Знание физических закономерностей проявления МПЭ позволит создать также новые технологические приемы управления механическими характеристиками твердых материалов.

В связи с этим представляет интерес обобщение экспериментальных данных и физических представлений о непосредственном влиянии постоянного и переменного МП на пластические свойства ферромагнитных и немагнитных металлических материалов, что и сделано в данном обзоре. При этом работы, посвященные систематическому изучению поведения материалов в упругой области деформации (в частности, ΔE -эффект), здесь не рассматриваются. От-

метим, что описание исследований металлических материалов в данном обзоре дано в хронологическом порядке.

2. ФЕРРОМАГНИТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

2.1. Металлы

2.1.1. Никель

Первыми исследованиями, в которых обнаружено влияние слабого МП на деформационное поведение металлов, можно считать работы [1, 8]. В работе [1] было обнаружено, что слабое постоянное МП (20 Э), также как и переменное МП, ускоряют процесс ползучести никеля при 200°C. В переменных полях этот эффект был более значительным. Предполагалось, что повышение пластичности металла в МП связано с влиянием границ магнитных доменов на движение дислокаций. Во втором исследовании [8] изучалась релаксация напряжений после деформации сжатием кольца из никеля в условиях воздействия переменного МП с частотой 60 Гц и напряженностью 11 Э. Напряженность МП не превышала в экспериментах 55% от поля насыщения. Было установлено, что в никеле переменное МП в восемь раз ускоряет релаксацию напряжений при комнатной температуре. Авторы данной работы исключают возможность влияния нагрева образца за счет вихревых токов либо магнитострикционных явлений на эффект воздействия МП. Высказано предположение, что основной причиной наблюдаемого эффекта является изменение динамики дислокаций, обусловленное магнитоупругими взаимодействиями последних со стенками магнитных доменов.

Более детальное поведение деформационной кривой растяжения монокристалла никеля в присутствии переменного МП (частота 50 Гц, напряженность поля — в пределах 50–100 Э) впервые рассмотрено в работе [2]. МП прикладывалось параллельно оси образца. Эксперименты выполнялись при комнатной температуре. На рис. 1 дано схематичное представление кривой «напряжение–деформация» в присутствии (точки А, С) и выключенном (точки В, Е и D') МП. Видно, что в области упругой деформации включение поля повышает деформационное напряжение, тогда как его отключение дает противоположный эффект. Такое поведение авторы связывают с магнитострикцией. Однако в области пластической деформации МП приводит сначала к скачкообразному падению напряжения деформации (С–D) и после отключения поля (точка D') вновь наблюдается скачок падения напряжения. После релаксации оно достигает уровня, соответствующего деформации без участия МП (участок С–С'). Авторы высказали предположение о том, что падение напряжения на участке D'–Е вызвано влиянием магнитострик-

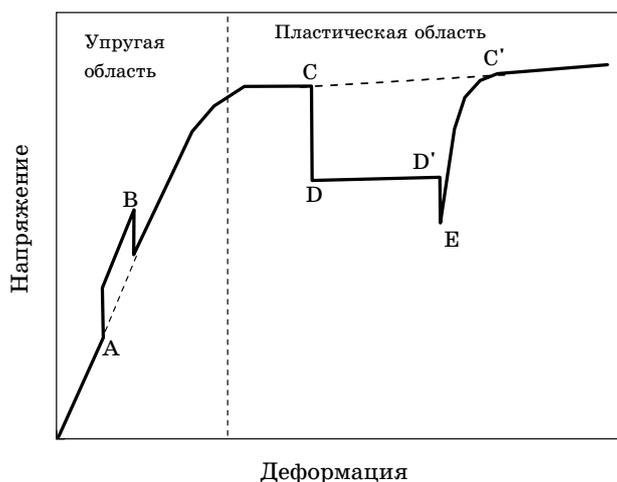


Рис. 1. Схематичное представление кривой «напряжение–деформация» для монокристалла Ni при включении и выключении МП [2]. Обозначения см. в тексте.

ционных сил, в то время как его падение при включении переменного МП (участок С–D) обусловлено осцилляцией 180° -ными доменными стенками, повышающими среднюю скорость подвижных дислокаций. Установленное падение деформационного напряжения авторы данной работы назвали «магнитоэластическим эффектом» (МПЭ).

В последующей работе [3] более подробно изучен МПЭ, обнаруженный при растяжении монокристалла никеля (99,9%) в переменном МП авторами [2]. Кривые «напряжение–деформация» для монокристалла никеля (100) регистрировались при температуре образца от нуля до -194°C . Использовалось МП с частотой 50 Гц и напряженностью 20–100 Э. Такие относительно слабые поля были достаточны для осцилляции 180° -ных доменов, но исключали влияние на исследуемые эффекты напряжений, вызванных магнитострикцией. Установлено, что с понижением температуры испытания МПЭ ($\Delta\tau$) растет (рис. 2). МПЭ увеличивается также с уменьшением скорости деформации (в пределах $0,24 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ – $24 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$) и ростом напряженности переменного МП (4–20 Э). Испытания в постоянном МП такой же напряженности не установили наличие МПЭ. На этом основании авторы [3] сделали заключение о том, что для проявления МПЭ необходима осцилляция границ магнитных доменов, которая обеспечивает снятие силы торможения движению дислокаций со стороны магнитных доменов, благодаря осцилляции тех дислокаций, которые были закреплены на стенках магнитных доменов.

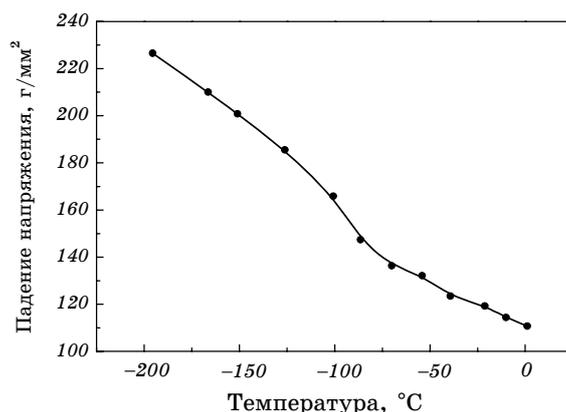


Рис. 2. Температурная зависимость падения сдвигового напряжения для монокристалла Ni при включении МП [3].

Исследованию МПЭ в поликристаллическом никеле посвящены последующие работы [9, 10]. Образцы размером $1 \times 3 \times 50 \text{ мм}^3$ после отжига в вакууме при 1000°C подвергались растяжению при 77 K с постоянной скоростью 10^{-3} с^{-1} . Магнитное поле создавалось с помощью цилиндрического соленоида, обеспечивающего постоянное или переменное (50 Гц) магнитное поле напряженностью от нуля до 1000 Э. При этом вектор напряженности МП совпадал с осью деформированного образца.

Как видно из рис. 3, приложение МП приводит к снижению на-

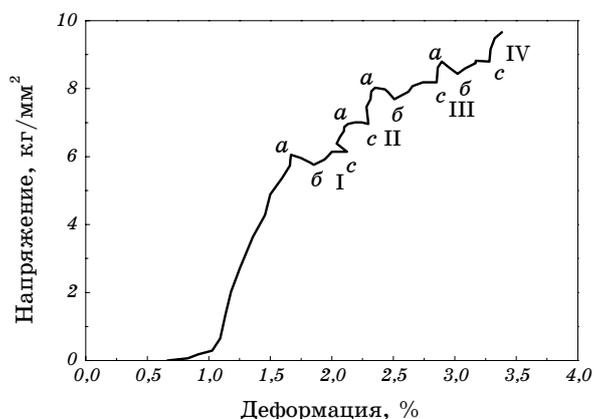


Рис. 3. Диаграмма «напряжение–деформация» для поликристаллического Ni: *a* — включение МП; *с* — отключение МП. Характеристики поля: I — переменное МП 600 Э; II — постоянное МП 600 Э; III — переменное МП 100 Э; IV — постоянное МП 100 Э [9].

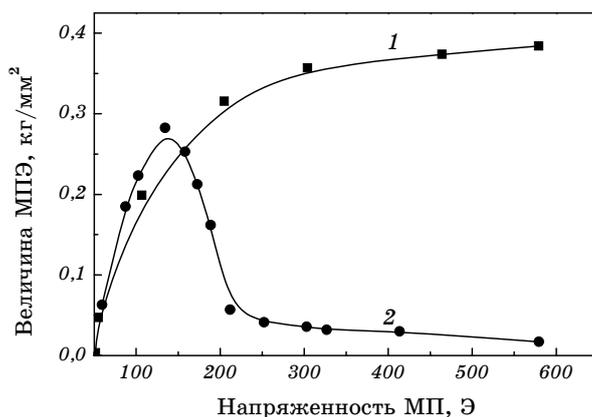


Рис. 4. Зависимость величины МПЭ в поликристаллическом Ni от напряженности переменного (1) и постоянного (2) МП [9].

пряжения течения $\Delta\sigma$, что подтверждает проявление МПЭ в никеле. Как и в предыдущих работах [2, 3], данный эффект был обнаружен только в пластической области деформаций. Заслуживают внимание также данные, полученные в работе [8] по влиянию напряженности постоянного и переменного МП на величину МПЭ (рис. 4).

Как видно из данного рисунка, в переменном МП с ростом напряженности переменного МП эффект $\Delta\sigma$ растет и достигает насыщения. Величина МПЭ в случае постоянного МП растет с повышением напряженности поля до $H = 150$ Э, после чего резко падает до небольшого значения. Наблюдаемые зависимости $\Delta\sigma(H)$ авторы [8] объясняют с учетом возможного протекания двух процессов, противоположно влияющих на величину МПЭ. Во-первых, благодаря смещению и ликвидации границ магнитных доменов при приложении МП, происходит разблокировка доменных границ как стопоров дислокаций и, следовательно, увеличение их длины свободного пробега. Соответственно, этот фактор способствует усилению МПЭ. С другой стороны, в полях высокой напряженности может играть роль магнитострикционный механизм. Кроме того, переориентация и изменение доменной структуры перед процессом объединения доменов сопровождается их разбиением, приводящем к увеличению протяженности границ магнитных доменов. Эти факторы, в свою очередь, приводят к повышению прочности металла и, соответственно, к снижению МПЭ. Однако с ростом напряженности переменного МП процессы подавления МПЭ действуют слабее по сравнению с механизмом разупрочнения в присутствии МП. В постоянном МП высокой напряженности роль последних преобладает над механизмами разупрочнения, что и обуславливает возникновения максимума на наблюдаемой зависимости $\Delta\sigma(H)$.

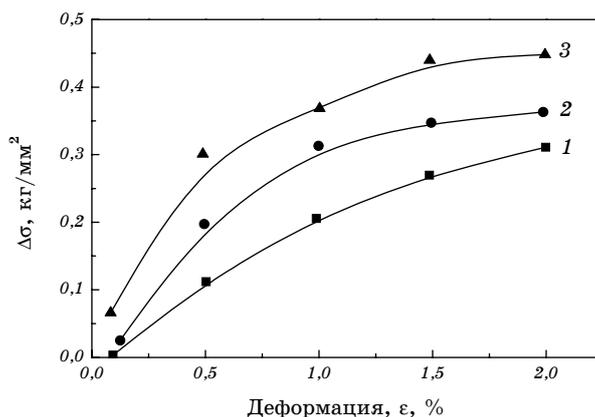


Рис. 5. Зависимость МПЭ в поликристаллическом Ni от степени деформации при напряженности МП — 200 Э (1, 2) и 600 Э (3). Размер зерна — 250 мкм (1), 1000 мкм (2, 3) [10].

В последующей работе те же авторы [10] приводят результаты влияния на МПЭ размера зерна в поликристаллическом никеле. На рис. 5 приведена зависимость величины МПЭ от степени деформации образцов с различным размером зерна (при МП в 200 Э и 600 Э). Можно отметить, что величина МПЭ $\Delta\sigma$ с ростом степени деформации вначале заметно повышается, а затем стремится к насыщению. Такая закономерность обусловлена, по мнению авторов [10], двумя неоднозначными факторами влияния степени деформации: 1) повышением плотности вновь образованных дислокаций, заблокированных стенками магнитных доменов; 2) увеличением количества препятствий, представляющих собой лес дислокаций. Первый фактор способствует проявлению эффекта разупрочнения металла под влиянием МП; второй фактор приводит к торможению движущихся дислокаций и смещению границ доменов. В работе [10] также установлено, что величина МПЭ увеличивается с ростом размера зерна. Данная закономерность связывается с изменением соотношения между протяженностью границ зерен и магнитных доменов. При этом меняется и характер взаимодействия между дислокациями и границами таких доменов. Таким образом, с одной стороны доменные границы служат стопорами движущихся дислокаций, а с другой, при включении МП они затрудняют смещение доменных границ. При этом, в зависимости от напряженности МП, изменяется способность к колебаниям, смещению и ликвидации таких границ, что в свою очередь влияет на освобождение и динамику дислокаций в определенных кристаллографических плоскостях.

На рисунке 6 приведены кривые ползучести никеля при включении и выключении постоянного МП напряженностью 50 Э [11]. Как

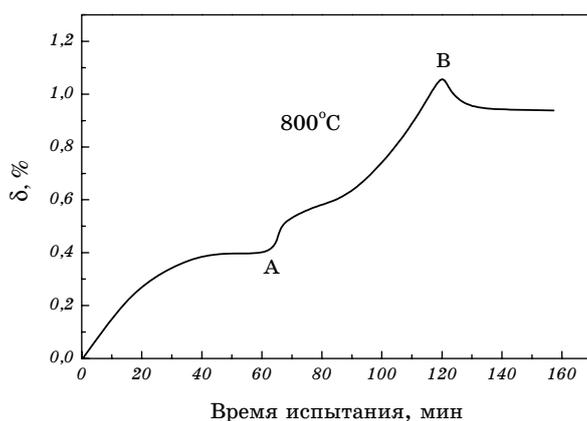


Рис. 6. Кривые ползучести для поликристаллического Ni ($\sigma = 3 \text{ кг/мм}^2$) при наложении (A) и снятии (B) МП [11].

видно из данного рисунка, наложение МП приводит к ускорению ползучести, однако, после отключения поля наблюдается отрицательная ползучесть.

Упрочняющее воздействие постоянного МП (отрицательный МПЭ) на деформирующее напряжение поликристаллического никеля при низкотемпературном растяжении впервые наблюдалось авторами [12]. В данной работе изучено влияние постоянного МП в широком диапазоне напряженности (0–2500 Э) на предел текучести никеля при 4,2 К. МП прикладывали к образцу сразу после начала нагружения. На рис. 7 приведена зависимость предела текучести никеля от величины поля. Можно отметить нелинейный рост пре-

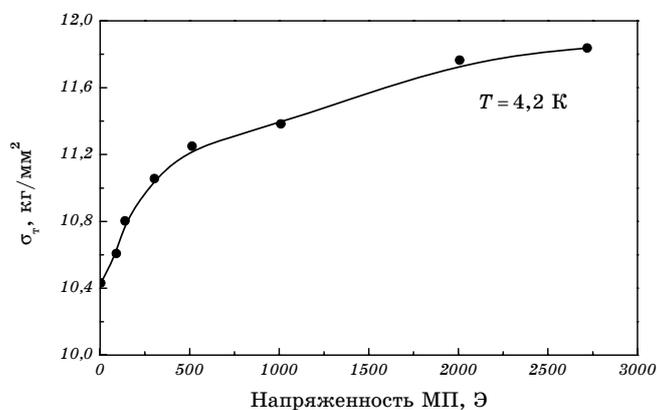


Рис. 7. Зависимость предела текучести поликристаллического Ni от напряженности постоянного МП [12].

дела текучести с увеличением напряженности МП, особенно резкий в полях, меньших полей насыщения для никеля (500–600 Э). По результатам исследований авторы [12] делают заключение о том, что наряду с увеличением магнитоэластических напряжений возрастает взаимодействие дислокаций с границами магнитных доменов, о чем свидетельствует неизменная величина предела текучести после снятия магнитного поля. Экспериментальные данные показали, что в процессе многократного нагружения до предела текучести в постоянном МП происходит формирование и закрепление такой доменной и дислокационной структур, которые повышают предел текучести. Из приведенных примеров следует, что на пластичность ферромагнетиков должны сказаться количество и размеры доменов и их ориентация относительно плоскостей скольжения.

Положительный МПЭ в никеле в условиях растяжения образцов со скоростью 10^{-3} с^{-1} при температурах ниже комнатной (77–300 К) установлен в работе [13]. В процессе деформации образца прикладывалось переменное продольное МП частотой 50 Гц и напряженностью от нуля до 1000 Э. За величину МПЭ $\Delta\sigma_m$ принималась разница между напряжением течения до и после приложения МП. Эксперименты показали, что МПЭ в никеле существует только в пластической области деформации. Если производить повторные нагружения, то МПЭ проявляется после превышения уровня конечной нагрузки, соответствующей предшествующей деформации. Величина МПЭ существенно зависит от степени деформации металла (рис. 8). Из данного рисунка видно, что в области малых деформаций имеет место наиболее сильный МПЭ. Наблюдаемую зависимость $\Delta\sigma_m(\epsilon)$ авторы данной работы объясняют увеличением количества движущихся в первичной плоскости скольжения и взаимодей-

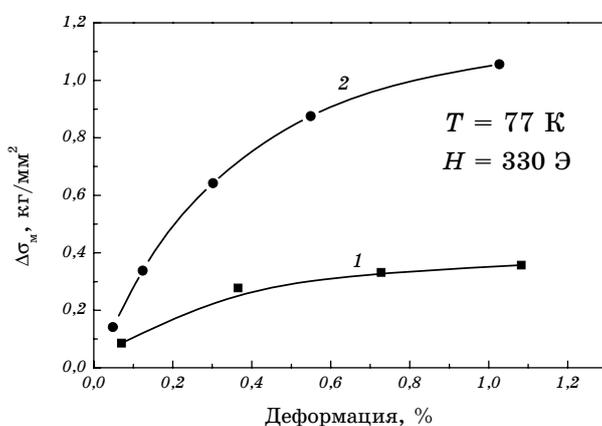


Рис. 8. Зависимость величины МПЭ от степени деформации для поликристаллического Ni (1) и Dy (2) [13].

ствующих с осциллирующими границами магнитных доменов дислокаций, а также ростом плотности леса дислокаций, которые препятствуют движению дислокаций в первичных плоскостях. Исследование зависимости МПЭ от напряженности МП показало, что у никеля он начинает проявляться уже при напряженности в несколько эрстед.

Работа [14] посвящена низкотемпературному исследованию влияния доменной структуры, образующейся при различной геометрии намагничивания монокристалла никеля в процессе многократного нагружения до предела текучести. Низкая температура экспериментов (4,2 К) выбрана с целью исключения влияния тепловых колебаний решетки. Образцы монокристаллического никеля нагружались до предела текучести на разрывной машине в жидком гелии с постоянной скоростью $7 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Методика многократного нагружения заключалась в следующем: в разгруженном состоянии образец намагничивался в продольном (H_{\parallel}) либо поперечном (H_{\perp}) постоянном МП, после выключения поля деформировался до предела текучести, затем разгружался, и соответственно увеличивалось поле намагничивания, потом образец вновь деформировался до предела текучести и т.д. Такая схема экспериментов позволяла изменять взаимную ориентацию полос скольжения и стенок магнитных доменов. На рис. 9 показана зависимость прироста предела текучести $\Delta\tau = \tau_0(H) - \tau_0$ от величины намагничивающего поля. Здесь $\tau_0(H)$ и τ_0 — предел текучести намагниченного образца и исходного монокристалла, соответственно. Растяжение производилось вдоль направления [100], что позволяло плавно выходить на поля насыщения. Как видно на данном рисунке, в случае поля, направленного перпендикулярно оси растяжения, наблюдаются незначитель-

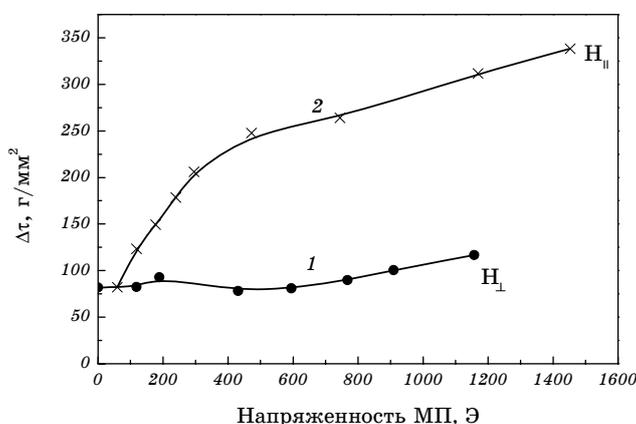


Рис. 9. Зависимость эффекта упрочнения $\Delta\tau$ монокристалла Ni от напряженности и направления МП [14].

ные эффекты разупрочнения за счет устранения доменных границ в области полей $\sim 400\text{--}500$ Э и роста предела текучести при больших полях, по-видимому, частично связанного с объемной магнитострикцией в области парапроцесса. При намагничивающем поле, ориентированном вдоль оси растяжения, эффекты упрочнения проявляются более сильно, особенно в области небольших полей (рис. 9, кривая 2). По мнению авторов [14] эффект значительного упрочнения нельзя объяснить влиянием магнитострикции. Определяющую роль в наблюдаемом упрочнении играет взаимодействие между дислокациями и стенками доменов, структура и устойчивость которых обусловлена не только магнитным полем, но и деформацией при многократном нагружении. Увеличить протяженность стенок, а следовательно, и повысить тормозящие силы движения дислокаций, можно путем увеличения количества доменных границ и их ориентацию с помощью дробления доменной структуры при перемагничивании кристалла во взаимно перпендикулярных полях. Результат экспериментального подтверждения этого предположения представлен на рис. 9. В этом случае кристалл никеля деформировался по методике многократного нагружения в переменном чередующихся полях намагничивания. Максимальный эффект упрочнения достигает 20%. Он особенно сильный в области небольших полей, при которых протекают процессы смещения и вращения границ, а также дробление за счет образования зародышей при перемагничивании. Возможно, что в больших полях, свыше 1000 Э, упрочнение никеля обусловлено, скорее всего, магнитострикционными эффектами [14].

Исследование пластической деформации ферромагнетиков в достаточно сильных магнитных полях, когда заведомо достигнуто насыщение намагниченности, проведено впервые в работе [15]. В ней изучено влияние постоянного сильного МП (до 34 кЭ) на деформацию растяжением при температуре 4,2 К. В стационарном режиме деформация осуществлялась в МП 34 кЭ, а также в отсутствии поля. Установлено, что в этом случае МП приводит к росту предела текучести никеля приблизительно на 10%. Однако влияние на такие механические характеристики, как деформационное упрочнение, предел прочности и относительное удлинение не было обнаружено. Во второй серии экспериментов МП накладывалось и отключалось непосредственно в процессе деформации образца (переходные режимы). Оказалось, что в МП происходит увеличение коэффициента деформационного упрочнения и напряжения деформации на $\Delta\sigma_m$ (рис. 10). Нарастание ($H = H_0[1 - \exp(-t/\tau_1)]$) и снятие ($H = H_0[1 - \exp(-t/\tau_2)]$) МП осуществлялось в режиме медленного ($\tau_1 = \tau_2 = 2,5$ с) и быстрого ($\tau_2 = 0,02$ с) изменения напряженности поля. Установлено, что режимы изменения МП также влияют на характер деформационной кривой (рис. 10). Медленный режим вызы-

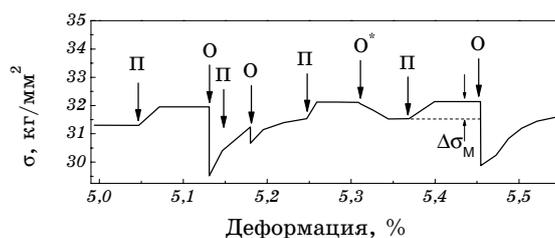


Рис. 10. Деформационная диаграмма для поликристаллического Ni: П — включение, О и О* — быстрое и медленное отключения МП напряженностью до 34 кЭ [15], соответственно.

вал на таких кривых изменения, противоположные тем, которые наблюдались при наложении МП и характеризовались величиной $\Delta\sigma_m$. В случае быстрого режима деформирующее напряжение снижалось скачкообразно на величину $\Delta\sigma$. Анализ количественного изменения напряжений течения $\Delta\sigma_m$ и $\Delta\sigma - \Delta\sigma_m$ показал, что приращение деформирующего напряжения $\Delta\sigma_m$ и его уменьшение $\Delta\sigma - \Delta\sigma_m$ зависят не только от напряженности МП, но и от коэффициента деформационного упрочнения K . Однако, если $\Delta\sigma_m$ с ростом K увеличивается, то $\Delta\sigma - \Delta\sigma_m$ уменьшается. С увеличением степени пластической деформации значения $\Delta\sigma - \Delta\sigma_m$ растут до максимальной величины 6 кг/мм². Изменение МП оказывало определенное влияние и на характер пластической релаксации напряжений в никеле (рис. 11). Включение МП приводило к росту релаксирующего напряжения на $\Delta\sigma_m$, а его медленное снятие — к такому же уменьшению. Однако в случае быстрого отключения МП наблюдалось скачкообразное уменьшение релаксирующего напряжения на величину, большую $\Delta\sigma_m$. Этот эффект наблюдался только в случае первого для данной релаксации отключения МП. Повторные для этой же релаксации включения и отключения поля приводили к одинаковым по величине, но противоположным по знаку изменениям напряжения лишь на величину $\Delta\sigma_m$ (рис. 11).

Авторы работы [15] рассматривают три возможные физические причины влияния МП на механические свойства никеля: 1) упругие взаимодействия доменных стенок с дислокациями; 2) магнитострикцию; 3) нагрев вихревыми токами. Первая причина может быть существенной только в случае слабых МП, при которых процесс намагничивания определяется процессами смещения. Поэтому при больших полях, существенно превышающих поля насыщения, обнаруженное увеличение предела текучести никеля в поле 34 кЭ нельзя связывать с упругим взаимодействием доменных стенок с дислокациями. С явлением магнитострикции авторы [15] связывают повышение предела текучести никеля, обладающего отрицательной магнитострикцией, на 10% в стационарном МП. Для объ-

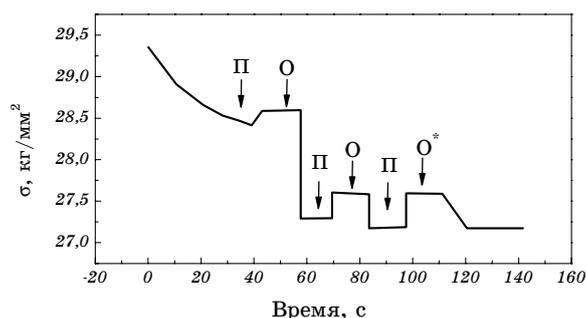


Рис. 11. Релаксационная кривая для Ni при включении (П), быстром (О) и медленном (О*) отключениях МП до 34 кЭ [15].

яснения эффектов, наблюдаемых в переходных полях, привлечены представления о джоулевым нагреве образцов никеля вихревыми токами, индуцированными переходными магнитными полями. Эффект такого нагрева в большей степени проявляется при низких температурах, при которых теплоемкость деформируемого материала незначительна. Расчеты показали возможность повышения температуры за счет влияния МП на 25 К. Такое изменение температуры, по мнению авторов [15], достаточно для преодоления дислокациями главным образом термических, короткодействующих барьеров. Именно влиянием джоулевого нагрева можно объяснить наблюдаемые эффекты изменения деформирующего напряжения при включении и отключении МП с разными скоростями.

Цель работы [16] состояла в исследовании влияния МП на низкотемпературную ползучесть никеля, намагниченного до состояния насыщения. По мнению данных авторов для металла, находящегося в магнитоупорядоченном состоянии, можно было исключить влияние магнитоупорядоченного и стрикционного эффектов. Испытания на ползучесть проводились при температуре 4,2 К и напряженности постоянного МП $H_0 = 4,5$ кЭ, которое существенно превышало поле насыщения для никеля (520 Э). Для поддержания образца в магнитоупорядоченном состоянии в процессе эксперимента указанное магнитное поле не отключалось. В этом случае в образцах устанавливалась монодоменная структура, в которой отсутствовали границы магнитных доменов. Влияние же магнитного поля на характеристики ползучести исследовали в условиях наложения или выключения дополнительного постоянного поля ΔH , которое варьировалось в пределах 1–5 кЭ. В экспериментах первого типа образец деформировали в поле $H_0 + \Delta H$. В условиях активной пластической деформации вызывалась ползучесть образца при напряжении 300 г/см². При достижении скорости деформации $(2-5) \cdot 10^{-5}$ с⁻¹ дополнительное поле отключалось с одновременной регистрацией уровня ползучести. В дру-

гом типе экспериментов ползучесть фиксировалась только в поле H_0 . При достижении указанной скорости деформации включалось дополнительное поле $\Delta H = 5$ кЭ. Эксперименты показали, что выключение дополнительного магнитного поля приводило к резкому росту скорости ползучести (50–80 раз), т.е. разупрочнению никеля. Повторное включение поля $\Delta H = 5$ кЭ приводило к практически мгновенному уменьшению скорости ползучести до нуля. Следует подчеркнуть, что наблюдаемые эффекты начинали обнаруживаться только в процессе хорошо развитой пластической деформации. Авторы рассматриваемой работы полагают, что наблюдаемое разупрочнение никеля связано не с тепловыми или магнитострикционными механизмами влияния, а с изменением взаимодействия движущихся дислокаций с элементарными возбуждениями типа магнонов (спиновых волн). Этот механизм обуславливает ускорение или замедление скорости пластического течения при макродеформации. В достаточно слабом дополнительном магнитном поле эффект торможения дислокаций на электронах авторами [16] исключается.

Характеристики низкотемпературной ползучести поликристаллического никеля при воздействии продольного постоянного МП (до 10 кЭ) изучены также в работе [17]. Испытания проводились в условиях ступенчатой ползучести при температуре 4,2 К и интервале скоростей ползучести 10^{-5} – 10^{-8} с $^{-1}$. В течение первых 3-х минут кривую ползучести регистрировали без МП, а затем в течение 5-ти минут включалось МП необходимой напряженности. Затем поле отключалось, и ползучесть продолжалась еще 5 мин. После этого добавлялась нагрузка, и описанный цикл повторялся. На рис. 12 приведены кривые ползучести при нагрузке $\sigma = 12$ кг/мм 2 для разной величины напряженности МП (100, 300 и 400 кЭ). Стрелками А

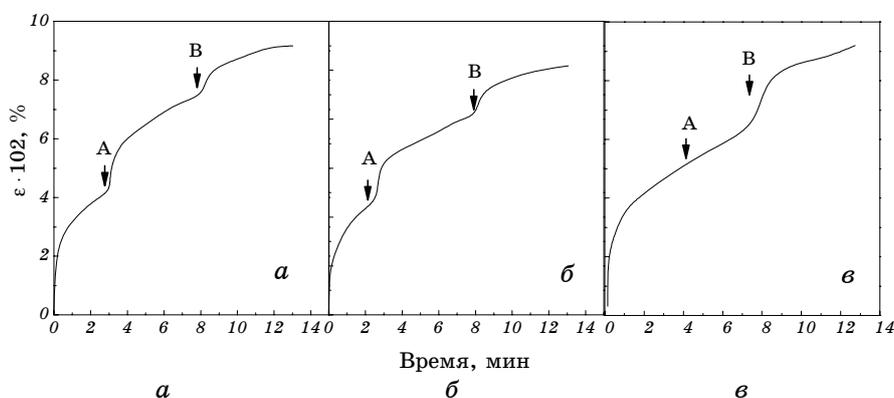


Рис. 12. Кривые ползучести поликристаллического Ni ($\sigma = 12$ кг/мм 2) при различных напряженностях МП: *а* — 100 Э, *б* — 300 Э и *в* — 4000 Э. А и В — наложение и снятие МП, соответственно [17].

и В на этом рисунке указаны моменты включения и выключения поля, соответственно. Можно отметить, что эффект разупрочнения (прирост деформации) наблюдается во всем диапазоне напряженности МП, но только, если напряжение ползучести превышает предел текучести никеля. Минимальная напряженность поля, ниже которой не наблюдался МПЭ, составляла 50 Э. Максимальный эффект разупрочнения соответствовал напряженности поля ~ 300 Э. В полях, соответствующих техническому насыщению никеля (более 3 кЭ), изменение характера деформации при включении МП вообще не наблюдалось. Авторы [17] считают, что вклад тепловых явлений (нагрев вихревыми токами) в разупрочнение никеля незначителен, а наблюдаемый рост деформации в области активного пластического течения металла обусловлен изменением плотности подвижных дислокаций и магнитострикцией под воздействием МП. Конкуренция этих двух механизмов и определяет наблюдаемое в эксперименте изменение величины ползучести от напряженности МП.

В недавних работах [18, 19] исследовалось одновременное влияние переменного (50 Гц, 800 Э) МП и ультразвуковой обработки на МПЭ при растяжении поликристаллического никеля. Уровень пластической деформации при комнатной температуре лежал в пределах 2–15%. Анализ кривых «напряжение–деформация» показал, что величина положительного МПЭ (без ультразвукового воздействия) в области активной пластической деформации согласуется с эффектом, обнаруженным ранее в работах [3, 20].

2.1.2. Железо

В первых работах по исследованию МПЭ в железе [21, 22] была использована достаточно высокая напряженность постоянного МП (860 Э), при которой стенки доменов практически отсутствуют. Для исследования влияния примесей на закрепление дислокаций в присутствии МП в данных работах сопоставлены характеристики пластической деформации железа высокой ($Fe_{вч}$) и технической частоты ($Fe_{тч}$), содержащих примесей внедрения $\sim 10^{-3}$ и $\sim 10^{-7}$ вес.%, соответственно. Изучено два вида деформационного воздействия в МП: деформация с постоянной скоростью и деформация при постоянной нагрузке. Испытания на растяжение при скорости деформации $2 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ показали, что при включении постоянного МП происходит скачкообразное повышение напряжения (рис. 13) на 0,4–0,5 кг/мм². Такие ступеньки наблюдаются как в упругой, так и в пластической областях кривой деформации вплоть до предела прочности. Авторы данных работ связывают появление скачков напряжения с магнитострикцией (« ΔE -эффект»). В случае приложения переменного МП (частота 50 Гц) напряженностью 860 Э величина скачков напряжения уменьшается в два раза. Как видно из данных,

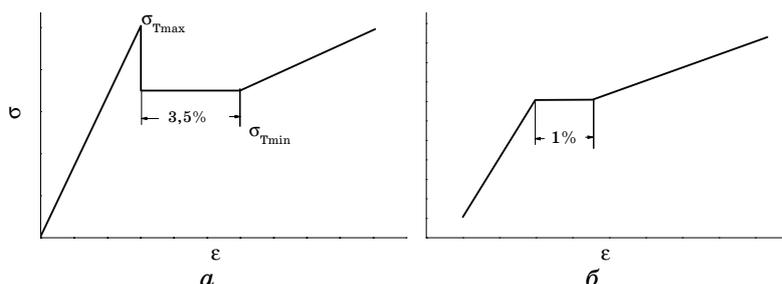


Рис. 13. Схема диаграммы растяжения технического Fe: *a* — без МП ($\sigma_{Tmax} = 35$ кг/мм²; $\sigma_{Tmin} = 28$ кг/мм²); *б* — в продольном МП ($\sigma_{Tmax} = \sigma_{Tmin} = 25$ кг/мм²) [11].

приведенных в работах [21, 22], постоянное МП слабо влияет на механические свойства железа технической частоты, но заметно изменяет характеристики чистого железа. Например, удлинение увеличивается в 1,7 раза.

Испытание на деформацию при постоянной нагрузке [21] в присутствии постоянного МП (860 Э) показало, что ползучесть в случае Fe_{вч} ускоряется в МП при нагрузках, больших предела текучести, вплоть до предела прочности. МП влияет и на увеличение общего удлинения. Например, при нагрузке 7,8 кг/мм² скорость ползучести на второй стадии составляет $0,9 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ и $2,3 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ без МП и в МП, соответственно. При данной нагрузке образцы чистого железа разрушались в МП через 25–100 мин, а без поля больше чем через 600 мин. Эффект ускорения ползучести при приложении постоянного МП в случае образцов из Fe_{тч} наблюдается только при нагрузках, близких пределу прочности данного материала. Время до разрушения при $\sigma = 30$ кг/мм² в МП уменьшается примерно в два раза. При напряженности МП в 200 Э эффекта влияния МП на механические свойства железа не установлено.

По мнению авторов [22] особенности растяжения и ползучести железа в МП обусловлены тем, что в постоянном МП достаточной напряженности отсутствуют границы доменов («однодоменный» материал), служащие местом скопления и закрепления дислокаций. Поэтому домены не оказывают тормозящего воздействия на процесс пластической деформации, в частности на ускорение ползучести и увеличения удлинения при растяжении. Эффекты сильнее выражены в более чистом по примесям железе, поскольку примесные атомы не блокируют дислокации, а роль доменных границ оказывается более существенной.

В работе [23] показано, что при растяжении образца из технического железа в продольном постоянном МП (около 500 Э) на начальном участке кривой растяжения отсутствует характерный зуб

текучести, несколько уменьшается величина нижнего предела текучести и уменьшается протяженность площадки текучести (рис. 13). В присутствии поперечного МП указанные эффекты существенно меньше. Продольное переменное МП (50 Гц, 500 Э) снижает величину как нижнего, так и верхнего пределов текучести.

2.1.3. Кобальт

Результаты исследования влияние постоянного МП (50 Э) на механические свойства кобальта впервые приведены в работе [23]. В табл. 1 приводятся значения полученных эффектов. Предварительное (до приложения нагрузки) воздействие МП не дало ощутимого эффекта ускорения ползучести. Таким образом, эффект МП проявляется только непосредственно в процессе пластической деформации. В данной работе отмечается также эффект релаксации механических свойств после снятия МП в течение определенного времени (до 30 мин).

Влияние напряженности постоянного МП на ползучесть кобальта установлено авторами [11]. Так, скорость ползучести при 800°C и

ТАБЛИЦА 1. Скорость ползучести кобальта до и после воздействия МП [23].

Металл	Условия испытания			Скорость ползучести, %/час		
	$T, ^\circ\text{C}$	$\sigma, \text{кг/мм}^2$	$B, \text{Э}$	до МП	5 мин после МП	30 мин после МП
Кобальт	800	8	50	0,1	0,96	0,1

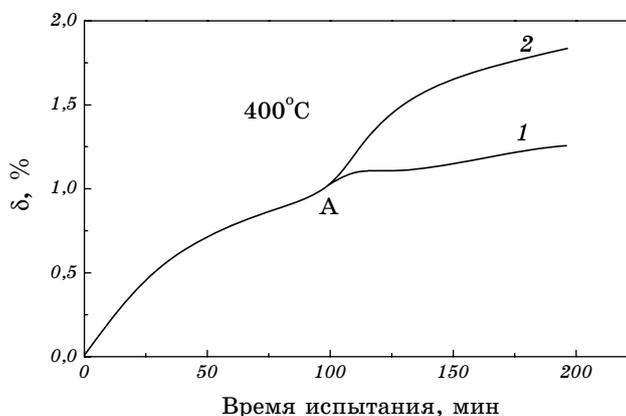


Рис. 14. Кривые ползучести для Со ($\sigma=4 \text{ кг/мм}^2$): постоянное (1) и переменное (2) МП включается и отключается в точке А [11].

напряжении 6 кГ/мм^2 равна $0,5$ и $1,5\%/ч$ в полях 20 и 75 Э , соответственно (без МП эта величина равна $0,2\%$). Эффект воздействия переменного МП (50 Гц) на увеличение ползучести кобальта виден на рис. 14 [11].

2.1.4. Диспрозий

В работе [13] приводятся результаты сравнения МПЭ в никеле и диспрозии в ферро-, антиферро- и парамагнитном состояниях. Растяжение образцов осуществлялось со скоростью 10^{-3} с^{-1} в температурном интервале $77\text{--}300 \text{ К}$. В процессе деформации прикладывалось переменное продольное МП частотой 50 Гц и напряженностью от нуля до 1000 Э . За величину МПЭ $\Delta\sigma_m$ принималась разница между напряжением течения до и после приложения МП. Эксперименты показали, что МПЭ в диспрозии, как и в никеле, существует только в пластической области деформации. Если производить повторные нагружения, то МПЭ проявляется после превышения уровня конечной нагрузки, соответствующей предшествующей деформации. Величина МПЭ существенно зависит от степени деформации обоих металлов (рис. 8). Из данного рисунка видно, что МПЭ наиболее сильно растет в области малых деформаций. В диспрозии он существенно больше, чем у никеля. Наблюдаемую зависимость $\Delta\sigma_m(\epsilon)$ авторы данной работы объясняют увеличением количества движущихся в первичной плоскости скольжения и взаимодействующих с осциллирующими границами магнитных доменов дислокаций, а также ростом плотности леса дислокаций, которые препятствуют движению дислокаций в первичных плоскостях. Исследование зависимости МПЭ от напряженности МП показало, что у никеля он начинает проявляться при напряженности в несколько эрстед, а у диспрозия примерно при $100\text{--}150 \text{ Э}$. Это объясняется различием в константах магнитной анизотропии и магнитострикции для этих двух металлов. Для диспрозия они значительно выше, поэтому в нем процессы смещения доменных границ проявляются при более сильных магнитных полях, чем в никеле. В работе [13] также отмечается, что пределы текучести, прочности и деформационное упрочнение при деформации диспрозия в МП заметно ниже, а относительное удлинение выше, чем при деформации в отсутствие поля.

2.2. Сплавы

2.2.1. Никель–кобальт

В работах [24, 25] впервые изучен МПЭ в монокристаллах $\text{Ni-Co}(100)$ сплава. Эти сплавы интересны тем, что в них существует сильная

зависимость константы магнитострикции и энергии дефектов упаковки от содержания кобальта. Установлено, что как и в никеле, в данном сплаве проявляется МПЭ при приложении слабых переменных полей до 100 Э и этот эффект зависит от степени пластической деформации, скорости деформации, константы магнитострикции, от напряженности (до 20 Э) и частоты (до 50 Гц) переменного МП. Следует подчеркнуть, что используемые МП в данной работе, как и в работах [2, 3, 24, 25], недостаточны для насыщения.

2.2.2. Сталь

Испытания на растяжение образцов из стали ст.3 в постоянном (500–700 Э) и переменном (50 Гц, 500–700 Э) МП выполнены впервые в работе [26]. Направления МП и деформации совпадали. Скорости деформации составляли 20 и 250 мм/мин. Анализ кривых напряжение — удлинение показал, что в МП пластическая деформация начинается и протекает при меньшем деформационном напряжении. В зависимости от скорости деформации и напряженности МП эффект снижения напряжения деформации лежит в пределах 5–10%. Однако относительное удлинение при этом уменьшалось приблизительно в два раза. В данной работе было также отмечено, что в случае переменного МП на кривой растяжения отмечается некоторое количество пиков небольшой интенсивности. Авторы данной работы сделали предположение о том, что внешнее МП способствует дислокациям преодолевать энергетический барьер и тем облегчает пластическое течение, благодаря отсутствию доменных границ в МП.

В работе [27] исследовались кривые растяжения стали марки ст.3 в МП повышенной напряженности ($H = 50$ кЭ). Деформация предварительно отожженных образцов производилась при комнатной температуре со скоростью 0,5 мм/мин. Испытания показали, что в МП максимальное удлинение образца снижается на 20–30%, а упрочнение незначительно растет. Рассматривая энергию взаимодействия дислокаций с доменными границами и намагниченностью и их зависимость от плотности дислокаций и МП, авторы [27] дают следующее объяснение эффектам уменьшения [3, 21] или увеличения МПЭ как в работе [27]. Энергию взаимодействия дислокаций с доменными границами характеризует торможение доменных границ дислокациями (и, наоборот, дислокаций границами) [28, 29] вследствие магнитострикционных искажений, создаваемых граничными слоями. Согласно авторам [28] энергия взаимодействия доменных границ с краевыми дислокациями описывается следующим выражением:

$$\Phi_w = \frac{\Delta W_k}{2L} \ln \left(\frac{L}{\delta} \right)^{1/2} N_d^{1/2} = \alpha_1 N_d^{1/2}, \quad (1)$$

где ΔW_k — энергия взаимодействия, приходящаяся на единицу длины дислокации; L — средний размер магнитного домена; δ — толщина доменной границы; N_d — плотность дислокаций. Дополнительная энергия взаимодействия Φ_M , препятствующая подвижности дислокаций, возникает в связи с возможным присутствием магнитного момента дислокаций [28, 29]:

$$\Phi_M = \frac{(\lambda^* b \sin \gamma)^2}{K} N_d = \beta N_d, \quad \Phi_M = \frac{(\lambda^* b G \sin \gamma)^2}{K} = \beta N_d, \quad (2)$$

где λ^* — функция магнитоэстропционных констант; b — величина вектора Бургерса; G — модуль сдвига; γ — угол между вектором намагниченности и направлением ближайшей оси намагничивания; K — константа анизотропии. Зависимости Φ_W и Φ_M от плотности дислокаций и напряженности МП приведены на рис. 15 и рис. 16, соот-



Рис. 15. Зависимость энергий взаимодействия Φ_W и Φ_M от плотности дислокаций в стали ст.3 [27].

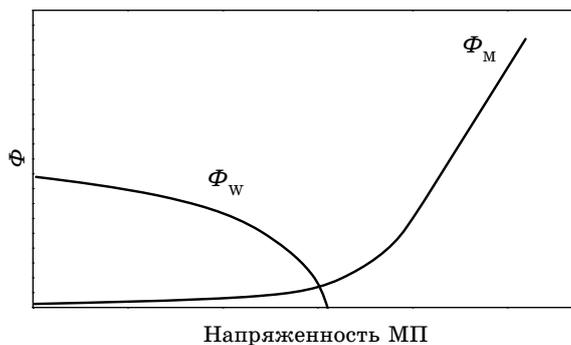


Рис. 16. Схематическое изображение зависимости энергий взаимодействия Φ_W и Φ_M от напряженности МП [27].

ветственно. Механизм влияния МП на кривую растяжения, по мнению авторов [27], рассматривается следующим образом. В достаточно больших полях магнитные домены отсутствуют поэтому исчезает эффект взаимодействия дислокаций с доменными границами. Следовательно, величина Φ_w может достигать нулевого значения. Этот факт должен приводить к уменьшению напряжения текучести, предела прочности и, соответственно, к росту максимального удлинения. С другой стороны, эффект уменьшения максимального удлинения в МП [27] может быть связан с ростом энергии взаимодействия дислокаций с намагниченностью Φ_m при увеличении плотности дислокаций и МП. Следовательно, в относительно больших магнитных полях дислокациям требуется дополнительная энергия, необходимая для преодоления ориентирующего влияния поля на их магнитные моменты, что и приводит к затруднению их движения.

Работа [30] посвящена наиболее детальному анализу влияния постоянного МП насыщения (400 Э) на усталостную прочность малоуглеродистой стали. Диаграмма «напряжение–количество циклов», характеризующая усталостную прочность при испытании в МП и без него приведена на рис. 17. Сравнение двух графиков показывает, что МП приводит к следующим эффектам: предел разрушения сдвигается в сторону более высоких напряжений; перегиб на прямых сдвигается в направлении меньшего количества циклов; угол наклона прямой линии уменьшается. Например, количество циклов до разрушения составляет около 8-ми и 4-х миллионов без поля и с полем, соответственно. Авторы связывают наблюдаемые эффекты с влиянием МП на подвижность дислокаций, демпфирующую способность и релаксацию напряжений (процесс старения). Ав-

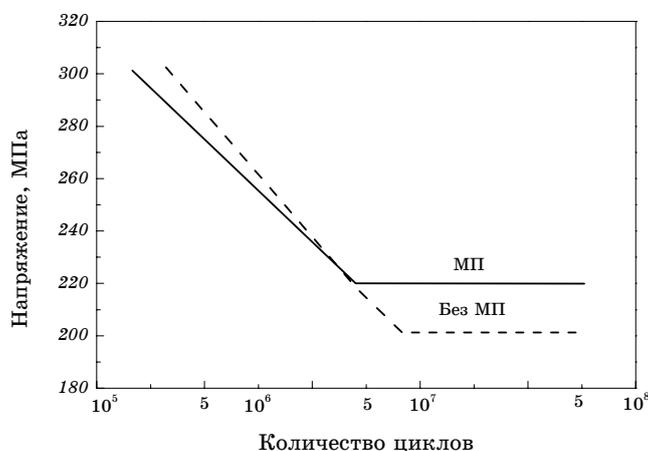


Рис. 17. Зависимость напряжения от циклов испытания углеродистой стали в МП и без МП [30].

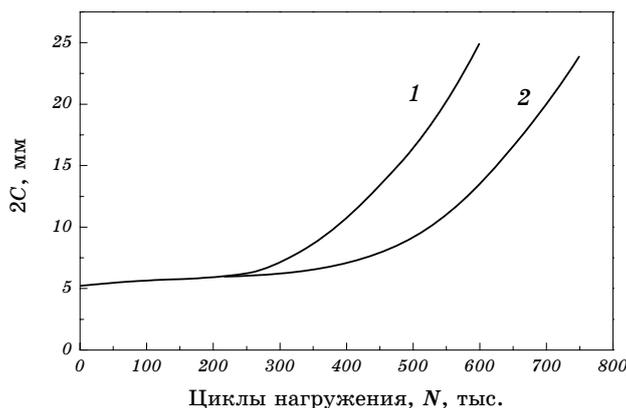


Рис. 18. Зависимость размера поверхностной трещины в сварном шве углеродистой стали от количества циклов нагружения в МП (3,6 кЭ) (1) и без МП (2) [31].

торы выделяют два основных фактора, которые влияют на характеристики усталостной прочности: 1) ускорение деформационного старения в процессе активной стадии испытания, что повышает длительность усталостной прочности; 2) снижение демпфирующей способности, которое должно уменьшать время до разрушения. Конечный результат определяется преобладанием того или иного фактора. В связи с использованием насыщающих МП фактор взаимодействия движущихся дислокаций с доменными стенками не учитывается.

Влияние постоянного МП (0,37 Т) на рост поверхностных трещин усталости в сварных соединениях низколегированной стали недавно описано в работе [31]. Усталостные испытания при нагружении изгибом проводились с частотой 10 Гц. Распространение трещины по поверхности сварного шва контролировалось визуально по изменению ее длины $2l$ оптического микроскопа. На рисунке 18 приведены кинетические диаграммы роста трещины в зависимости от количества циклов N при включении и выключении МП. Видно, что с уменьшением базы циклов нагружения влияние МП на стойкость трещины уменьшается.

2.2.3. Аморфные сплавы

В работе [32] впервые изучено влияние слабого МП (125 Э) на релаксацию напряжений, крип и износ на примере ленты (100 мкм) из аморфного сплава Metglas 2826 MB (Fe40Ni38B18Mo4). Механические напряжения создавались с помощью на разрывной машине при нагрузке 50 кгс. После снятия нагрузки производилась оценка

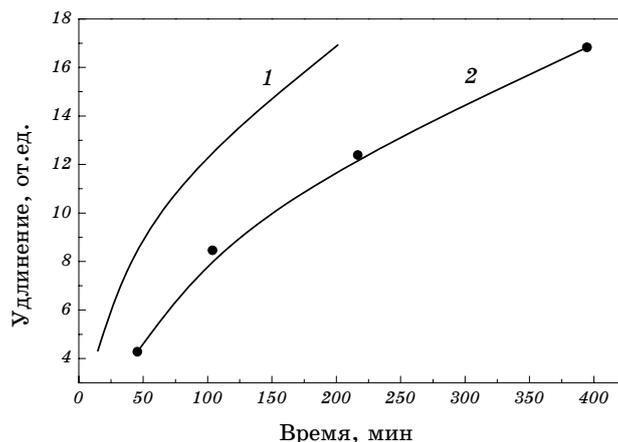


Рис. 19. Характеристика ползучести аморфного сплава Metglas 2826 MB при включении (1) и отсутствии МП (2) [32].

величины релаксации напряжений в аморфной ленте. В кристаллических материалах падение внутреннего напряжения определяется произведением λG_s , где λ — коэффициент магнитострикции и G_s — модуль сдвига. Для кристаллического Ni и Fe это произведение равно приблизительно $50 \text{ кгс}\cdot\text{см}^{-2}$. Для исследуемой аморфной ленты $\lambda G_s = 6,6 \text{ кгс}\cdot\text{см}^{-2}$. Эта величина является чрезвычайно малой, но она была зафиксирована в данной работе.

Испытания на крип производились при температуре 448 К (температура Кюри для данного сплава равна 593 К) с нагрузкой 30 кгс. Результаты эксперимента показаны на рис. 19. Эффект роста скорости крипа составляет около 60%. Для поликристаллического железа эта величина равна 500% [32]. В работе [32] отмечается также незначительное (порядка 10%) увеличение износа поверхности аморфной ленты в контакте с малоуглеродистой сталью.

3. НЕМАГНИТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

3.1. Металлы

3.1.1. Титан

В работе [23] приведены первые данные по влиянию постоянного МП 50 Гс на ползучесть титана. В таблице 2 даны значения полученных эффектов. Предварительное (до приложения нагрузки) воздействие МП не дало ощутимого эффекта ускорения ползучести. В работе [23] не отмечен и эффект релаксации механических свойств после снятия МП в течение определенного времени (до 30 мин).

ТАБЛИЦА 2. Скорость ползучести титана до и после воздействия МП [23].

Металл	Условия испытания			Скорость ползучести, %/час		
	T , °С	σ , кг/мм ²	B , Э	до МП	5 мин после МП	30 мин после МП
Титан	600	6	50	0,15	0,5	0,15

ТАБЛИЦА 3. Скорость ползучести меди до и после воздействия МП [23].

Металл	Условия испытания			Скорость ползучести, %/час		
	T , °С	σ , кг/мм ²	B , Э	до МП	5 мин после МП	30 мин после МП
Медь	400	6	50	0,55	1,5	0,55

3.1.2. Медь

В работе [23] исследовали влияние постоянного МП (50 Гс) на ползучесть меди. Из данных, приведенных в табл. 3, видно, что в присутствии МП скорость ползучести увеличивается, приблизительно, в три раза по сравнению с испытанием без поля. Однако предварительное (до приложения нагрузки) приложение МП не дало заметного эффекта изменения ползучести. Таким образом, эффект МП проявляется только непосредственно в процессе пластической деформации. Эффект релаксации механических свойств после снятия МП в течение определенного времени (до 30 мин) в данной работе не отмечается, что является типичным и для других металлов, исследованных в работе [23].

Характеристики низкотемпературной пластической деформации меди при наложении и снятии постоянных МП изучены в работе [33]. Эксперименты показали, что постоянное МП (27 кЭ), а также медленный ввод и вывод поля ($H = 27$ кЭ, $H < 3,4 \cdot 10^5$ Э/с) не изменяет механических характеристик процесса растяжения образцов при температуре 4,2 К. Однако, в случае быстрого изменения напряженности МП со скоростью $H > 3,4 \cdot 10^5$ Э/с наблюдается кратковременное уменьшение деформирующего напряжения и, следовательно, увеличение пластичности. Авторы работы [33] высказали предположение, что возникновение скачков напряжения в быстро изменяющемся МП вызвано джоулевым нагревом образцов вихревыми токами. Проведенные оценки, показали, что скачки напряжения возникают в тот момент, когда температура образцов меди кратковременно возрастала на 20–25 К.

В работах [34, 35] также исследовано поведение напряжения текучести в меди (99,999%) под действием МП при низкой темпера-

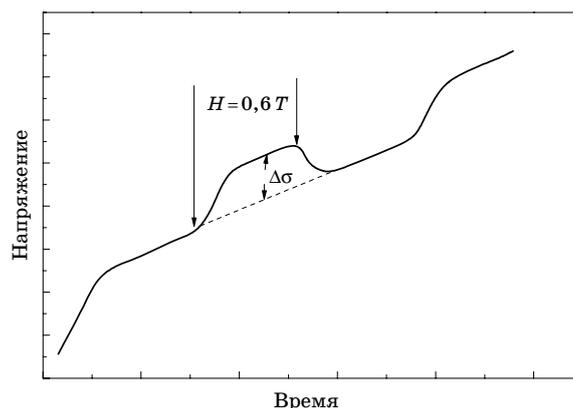


Рис. 20. Схема изменения напряжения текучести для Cu в присутствии МП [35].

туре. Эксперименты проведены при температуре жидкого гелия (4,2 К) и скорости деформации 10^{-5} с^{-1} при напряженности постоянного МП 0,6 Т. Характер изменения напряжения течения от времени $\Delta\sigma$ при включении МП виден на рис. 20. Наблюдаемые обратимые изменения деформирующего напряжения при наложении и снятии МП $\Delta\sigma$ имели место только в области пластической деформации и пропорциональны H^2 . Однако данный эффект не зависел ни от температуры в интервале 2–5 К, ни от скорости деформации в пределах $(2-20) \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$. По мнению авторов [34, 35] эффект упрочнения металлов в МП обусловлен усилением динамического торможения дислокаций электронами проводимости.

В работе [36] изучено влияние более сильного постоянного МП ($< 10 \text{ кЭ}$) на процесс низкотемпературной ползучести сверхчистых монокристаллов меди, серебра и сплава Cu + 1 ат.% Al в интервале температур 1,5–4,2 К. Характеристики ползучести определяли при разных условиях наложения МП. В первом варианте эксперимента МП прикладывалось к образцу до начала его деформации. Когда скорость деформации достигала величины $2 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$, МП отключали. Во втором случае МП включали только при достижении примерно такой же скорости деформации. В экспериментах третьего типа с помощью дополнительной нагрузки в присутствии МП вызывалась очередная ползучесть образца и через некоторое время нагрузка частично снижалась, и отключалось МП. Во всех этих экспериментах изучали изменение характера ползучести. Установлено, что в момент отключения МП после определенного времени от начала деформации приводило к резкому увеличению скорости пластической деформации (80–100 раз), приводящей к дополнительному приращению деформации. Данный эффект разупрочнения наблюдался для

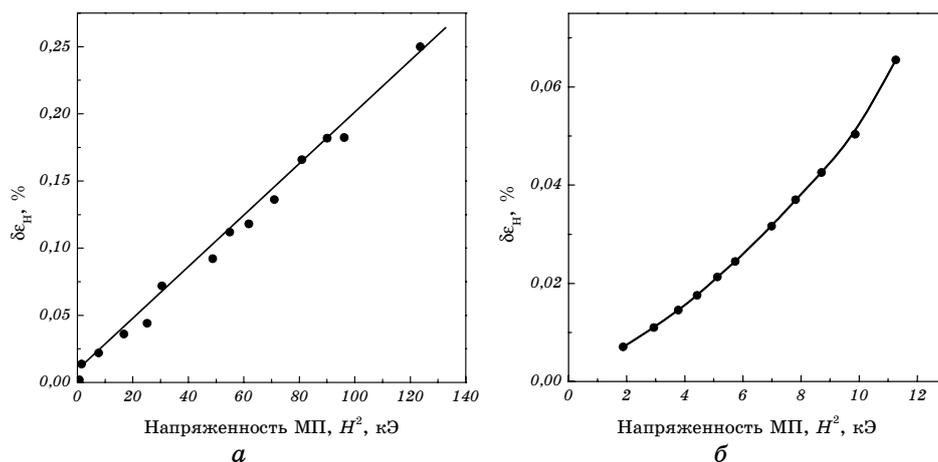


Рис. 21. Зависимость эффекта разупрочнения монокристаллов Ag (а) и Cu (б) от напряженности МП [36].

всех исследованных металлических материалов. Включение МП в процессе дальнейшей деформации приводило к эффекту резкого упрочнения. Отмечается практически линейная зависимость эффекта разупрочнения от напряженности МП (рис. 21). Оценки, выполненные автором [36] показали, что при выключении или включении МП температура образца за счет токов Фуко может повышаться не более чем на $4 \cdot 10^{-2}$ К и $8 \cdot 10^{-2}$ К, соответственно. Такие изменения температуры не способны приводить к упрочнению или разупрочнению образцов. В этой связи, приведенные экспериментальные данные объясняются в рамках теории динамического торможения дислокаций электронами проводимости [37–39].

3.1.3. Алюминий

В работе [33] изложены результаты исследования низкотемпературных механических свойств и пластической деформации алюминия при наложении и снятии постоянных МП $H < 27$ кЭ. Эксперименты показали, что постоянное МП (27 кЭ), а также медленный ввод и вывод поля ($H = 27$ кЭ, $H < 3,4 \cdot 10^5$ Э/с) не изменяет механических характеристик процесса растяжения образцов при температуре 4,2 К. Однако, в случае быстрого изменения напряженности МП со скоростью $H > 3,4 \cdot 10^5$ Э/с наблюдается кратковременное уменьшение деформирующего напряжения и, следовательно, увеличение пластичности. Авторы работы [33] высказали предположение, что возникновение скачков напряжения быстро изменяющимся МП вызвано джоулевым нагревом образцов вихревыми токами. Прове-

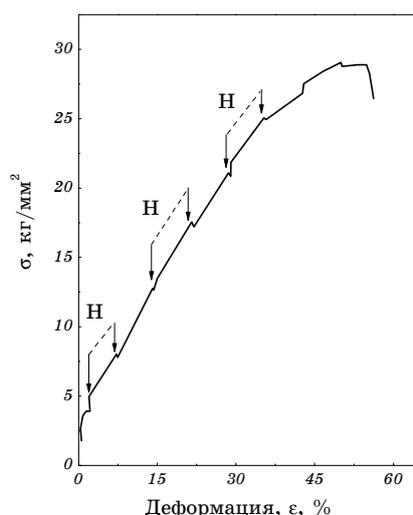


Рис. 22. Изменения на кривой «напряжение–деформация» Al при включении и отключении МП [40]. Интервалы включения МП (Н) выделены стрелками.

денные оценки, показали, что скачки напряжения возникают в тот момент, когда температура образцов меди и алюминия кратковременно возрастала на 20–25 К.

В работе [40] деформация растяжением (со скоростью 10^{-5} с^{-1}) сверхчистого образца поликристаллического алюминия (99,999%) производилась при температуре жидкого гелия в присутствии постоянного МП напряженностью 20–50 кЭ. Эксперименты проводили в области пластической деформации алюминия. Пример кривой растяжения приведен на рис. 22. В каждом случае МП включалось в начале акта деформации. Как видно из рис. 22, при включении поля наблюдается скачок напряжения, обусловленный, по мнению авторов данной работы, электронным торможением в МП движения дислокаций. Последнее приводит к эффекту упрочнения алюминия. В тоже время, на кривой растяжения алюминия технической чистоты ни каких изменений при включении МП не наблюдалось.

В работе [41] измерен предел текучести высокочистого поликристаллического алюминия в МП до 62 кЭ в интервале скоростей деформации $2,5 \cdot 10^{-6} - 2,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Деформацию образцов осуществляли при 4,2 К с постоянной скоростью в отсутствии поля или в продольном относительно приложения нагрузки постоянном МП. Эксперименты показали, при данных условиях эксперимента МП увеличивает предел текучести алюминия. На рис. 23 приведена зависимость величины прироста напряжения течения $\delta\sigma$ от скорости деформации, на которой можно выделить два участка с различной чувстви-

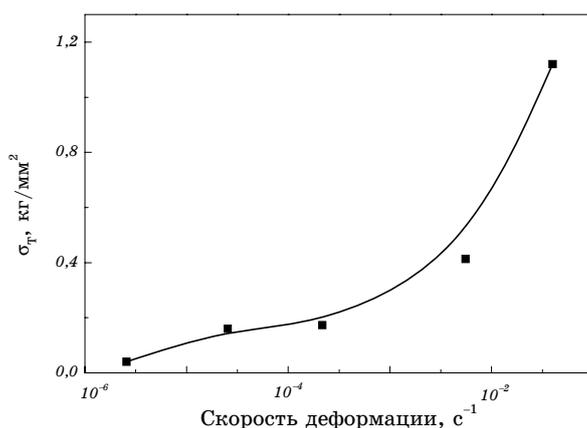


Рис. 23. Зависимость предела текучести Al от скорости деформации в МП (52 кЭ) [41].

стью эффекта к скорости деформации $\dot{\epsilon}$. По мнению авторов [41] наличие этих участков свидетельствует о влиянии МП как на активированное (термическое или квантовое) движение дислокаций, так и перемещение их с большими скоростями. Следует отметить расхождение приведенных данных с результатами работы [35], в которой не обнаружена такая зависимость в МП 6 кЭ. В работе [41] также установлено увеличение предела текучести с ростом напряженности МП. Показано также влияние химической чистоты и особенностей микроструктуры исследуемых образцов алюминия. Увеличение количества примесных атомов в металле приводит к уменьшению прироста предела текучести. Показано, что существует некоторая граничная концентрация примесей, что соответствует чистоте алюминия 99,5%, начиная с которой эффект влияния МП не проявляется. С другой стороны рост количества структурных дефектов (дислокаций, их скоплений, границы зерен) увеличивают прирост предела текучести. В соответствии с теоретическими работами [37, 38] авторы [41] допускают, что наблюдаемый рост предела текучести алюминия при низких температурах в МП обусловлен изменением силы электронного торможения движущейся дислокации.

В работе [42] отмечается, что при объяснении результатов экспериментальных данных по воздействию МП на механические свойства необходимо принимать во внимание существование силовых взаимодействий тяги и захватов испытательной машины с МП. Пренебрежение этим фактором может привести к экспериментальным ошибкам. Образцы чистого поликристаллического алюминия подвергались растяжению со скоростью $3 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ при 4,2 К в МП до 27 кЭ. По мнению авторов данной работы, наблюдаемые изменения нагрузки на динамометре в условиях, когда элементы силовых уст-

ройств также захватываются МП, свидетельствуют не о взаимодействии дислокаций с магнитным полем, а о возникновении магнито-статических и электродинамических сил в системе «тяга–захват–образец» в присутствии МП.

В работе [43] дана оценка порогового значения магнитной индукции, при превышении которого может наблюдаться МПЭ. Методом химического декорирования дислокаций определялась средняя длина пробега дислокаций в зависимости от напряженности постоянного МП. Для монокристалла алюминия таким пороговым значением является напряженность МП, равная $\approx 0,2$ Т.

3.1.4. Ниобий, молибден

Некоторые механические свойства ниобия и молибдена в присутствии постоянного МП изучены в работах [44, 45]. Растяжение образцов выполнялось при напряженности поля для ниобия 1500 Э и молибдена 2500 Э. Механические свойства ниобия изучали в интервале температур 77–300 К при скорости растяжения $7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, а молибдена 200–600 К при трех скоростях растяжения: $7 \cdot 10^{-3}$, $7 \cdot 10^{-4}$ и $7 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$. МП включалось непосредственно перед началом растяжения образца и выключалось после его разрушения. Эксперименты с ниобием показали, что влияние МП на предел текучести проявляется во всем исследованном интервале температур (рис. 24). При комнатной температуре эффект снижения предела текучести (σ_T) в МП составляет приблизительно 25%. Как видно из приведенного рисунка, данный эффект снижается по мере уменьшения температуры. Несколько иной характер зависимости $\sigma_T(T)$ установлен для

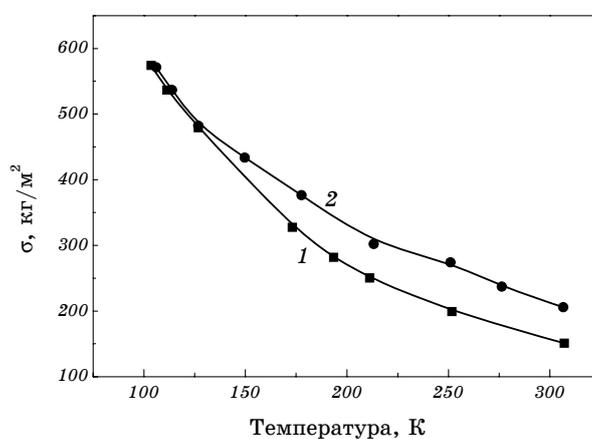


Рис. 24. Температурная зависимость предела текучести Nb в МП 1500 Э (1) и без поля (2) [44].

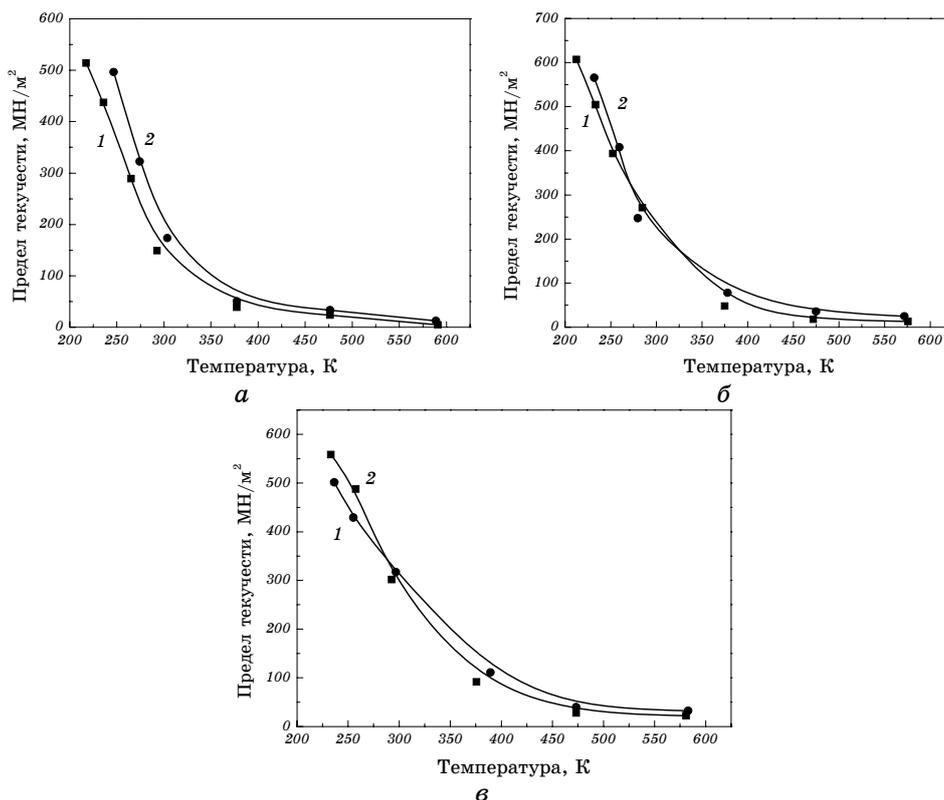


Рис. 25. Температурная зависимость предела текучести M_o в МП 2500 Э (1) и без МП (2). Скорость деформации: а — $7 \cdot 10^{-5}$, б — $7 \cdot 10^{-4}$, в — $7 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ [44].

молибдена (рис. 25). При скорости растяжения $7 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$ предел текучести в МП ниже, чем без поля. С понижением температуры эта разница увеличивается. С ростом скорости деформации изменение зависимости $\sigma_T(T)$ при наложении МП усложняется.

Можно подчеркнуть, что в зависимости от температуры и скорости деформации изменяется не только величина эффекта, но и его знак. Измерения удлинения δ показали более сложные температурные немонотонные зависимости (рис. 26). Кривая $\delta(T)$ в МП сдвигается в область низких температур приблизительно на 60 К. Установлено, что в интервале температур 160–220 К пластичность ниобия в магнитном поле выше. Наиболее сильное повышение пластичности отмечается при 190 К, когда этот параметр изменяется от 8% (без поля) до 20% в МП. По мнению авторов [44] наблюдаемое повышение пластичности при низких температурах определяется влиянием МП на подвижность дислокаций.

Исследование модификации дислокационной структуры в МП в

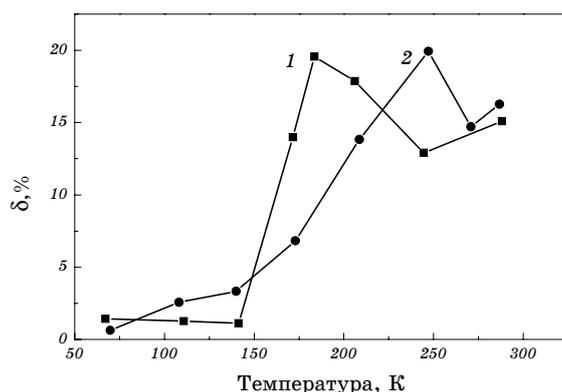


Рис. 26. Температурная зависимость удлинения Nb в МП 2500 Э (1) и без поля (2) [44].

работ [44, 45] проводили на образце ниобия. Деформация без МП (5%) приводит к образованию скоплений винтовых дислокаций, которые в результате взаимодействия между собой образуют широкие сетки дислокаций. Однако после деформации в отсутствие поля дислокационных сеток не обнаружено. В структуре обнаружены дислокационные петли различных размеров и большое количество ступенек на дислокациях винтовой ориентации, что указывает на их подвижный характер. При деформации в МП сетки дислокаций формируются при температурах ниже 173 К.

По мнению авторов [44, 45] особенности деформации в МП обусловлены тем, что дислокации в Nb и Mo характеризуются определенными магнитными свойствами. Особенности пластической деформации в МП определяются не только кристаллографией и геометрией движения дислокаций, но и их ориентацией вдоль МП. В случае произвольной ориентации МП возможно относительное уменьшение количества винтовых дислокаций. Таким образом, работы [44, 45] демонстрируют более сложный характер влияния МП на механические свойства материала. В широком температурном интервале и при разных скоростях деформации может изменяться не только величина магнитоэластического эффекта, но и его знак.

3.1.5. Серебро

В работе [36] впервые изучено влияние постоянного МП (< 10 кЭ) на процесс низкотемпературной ползучести сверхчистого серебра и в интервале температур 1,5–4,2 К. Характеристики ползучести определяли при разных условиях наложения МП.

В первом варианте эксперимента МП прикладывалось к образцу

до начала его деформации. Когда скорость деформации достигала величины $2 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$, МП отключали. Во втором случае МП включали только при достижении примерно такой же скорости деформации. В экспериментах третьего типа с помощью дополнительной нагрузки в присутствии МП вызывалась очередная ползучесть образца и через некоторое время нагрузка частично снижалась, и отключалось МП. Во всех этих экспериментах изучали изменение характера ползучести.

Установлено, что в момент отключения МП после определенного времени от начала деформации приводило к резкому увеличению скорости пластической деформации (80–100 раз), приводящей к дополнительному приращению деформации. Включение МП в процессе дальнейшей деформации приводило к эффекту резкого упрочнения. Отмечается практически линейная зависимость эффекта разупрочнения от напряженности МП.

Оценки, выполненные автором [36] показали, что при включении или выключении МП температура образца за счет токов Фуко повышается не более, чем на $4 \cdot 10^{-2} \text{ К}$ и $8 \cdot 10^{-2} \text{ К}$, соответственно. Такие изменения температуры не могут приводить к упрочнению или разупрочнению образцов. В этой связи, приведенные экспериментальные данные объясняются в рамках теории динамического торможения дислокаций электронами проводимости [37, 38].

3.1.6. Висмут

В работе [46] впервые исследовался МПЭ на монокристалле висмута с ориентацией поверхностной грани (111). МПЭ анализировали путем измерения микротвердости непосредственно в присутствии постоянного МП напряженностью 0,2 Т. Время выдержки образцов в МП изменялось в интервале 5–120 мин. Установлено, что выключение и включение МП до приложения нагрузки на индентор (0,14 Н) не меняло характер пластической деформации. МПЭ наблюдался только тогда, когда МП и сосредоточенная нагрузка одновременно воздействовали на образец висмута. Полярность МП не изменяла картину пластической деформации.

Количественной мерой МПЭ в данной работе была микротвердость. На рисунке 27 приведена зависимость этой характеристики от времени воздействия сосредоточенной нагрузки. Видно, что микротвердость проявляет чувствительность к МП, причем она выше в присутствии МП, особенно при малых временах воздействия индентора.

Авторы [46] связывают отрицательный МПЭ с частичным подавлением двойникования магнитным полем. С ростом времени идет дальнейшее развитие скольжения, в результате чего твердость падает вплоть до исходного значения в отсутствии МП.

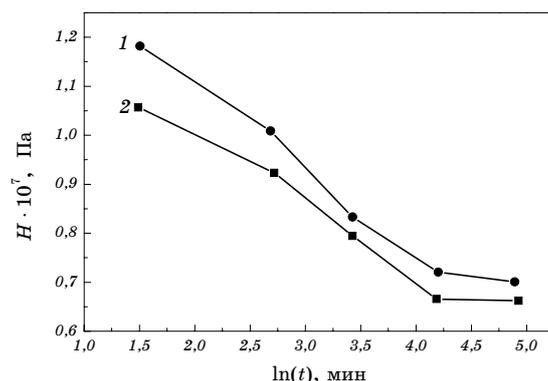


Рис. 27. Влияние времени действия нагрузки на величину микротвердости монокристалла Вi в присутствии МП (1) и без поля (2) [46].

3.2. Сплавы

3.2.1. Бронза

В работе [47] путем исследования изменений характеристик внутреннего трения в оловянистой бронзе Бр.012 после обработки импульсным МП (ОИМП). Температурные зависимости внутреннего трения изучались в амплитудно-независимой области при относительной деформации материала, равной $4 \cdot 10^{-5}$. ОИМП осуществляли при комнатной температуре с амплитудой поля 300 Э, длительностью переднего фронта импульса 10^{-4} с, частотой следования импульсов 1 Гц и временем обработки 8 мин. На рис. 28 виден характер изменения уровня внутреннего трения для разных температур с течением времени после ОИМП. Для всех температур образцов наблюдается немонотонное изменение параметра $Q^{-1}(t)$ с максимумов в районе 4–5 дней выдержки после ОИМП. После примерно 10-ти дней отмечается возврат указанного параметра к исходному значению (релаксация). Авторы работы [47] следующим образом интерпретируют полученные результаты. Процесс пластификации бронзы обусловлен разблокировкой дислокаций. Этот эффект связан с разрушением комплексов точечных дефектов на дислокациях, вызванным ОИМП. Последующее упрочнение материала определяется повторной блокировкой свободных дислокаций. Этот эффект может быть обусловлен диффузией по линии дислокаций таких дефектов, которая протекает, как известно, более эффективно, чем объемная диффузия.

В работе [48] исследовалось поведение оловянистой бронзы Бр.О-12, обработанной в импульсном МП (ИМП) в зависимости от структурно-энергетического состояния системы «дислокация–примесно-дефект-

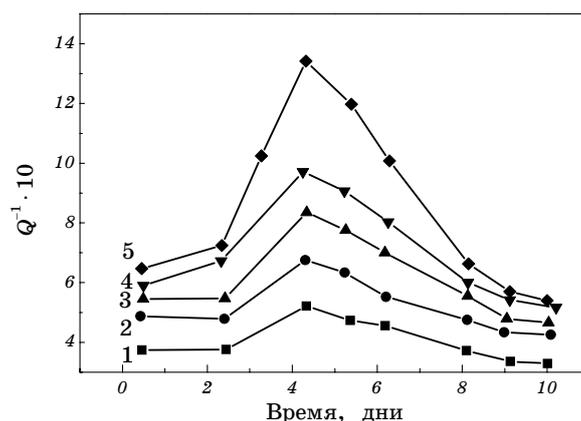


Рис. 28. Зависимость уровня внутреннего трения в Бр.О-12 при различных температурах от времени выдержки после воздействия импульсного МП: 1 — 293, 2 — 343, 3 — 393, 4 — 443, 5 — 493 К [47].

ная атмосфера». Режим магнитной обработки осуществлялся при следующих параметрах: напряженность МП — 300 Э; длительность переднего фронта импульса — 10^{-4} с; время обработки — 8 мин; частота следования импульсов — 1 Гц. Микропластическая деформация (МПД) материала производилась путем закручивания образца вокруг оси с относительной деформацией $3 \cdot 10^{-3}$, и последующей выдержкой в течение 10 мин. После такой обработки остаточная деформация составляла $1 \cdot 10^{-4}$. Основным методом исследования было измерение внутреннего трения (ВТ) при частоте 1 Гц.

Обработке ИМП подвергался как исходный сплав, так и прошедший обработку ИМП или МПД на различных стадиях структурной релаксации. Как видно на рис. 29, после ИМП наблюдается более высокий уровень амплитудно-независимого внутреннего трения по сравнению с исходным образцом (1 на рис. 29). В процессе последующей релаксации отмечается рост ВТ. Повторное воздействие ИМП показывает резкое снижение уровня ВТ (2 на рис. 29), после чего снова наблюдается его монотонный рост. Очередная обработка ИМП приводит к снижению ВТ (3 на рис. 29), в дальнейшем оно изменяется по периодическому закону (4 на рис. 29). МПД также приводит к резкому росту ВТ. Однако сразу после МПД обработка ИМП не оказывает влияния на ВТ. Существенное отличие в поведении ВТ отмечается лишь в том случае, когда воздействие ИМП осуществляется сразу после МПД. Эффект обработки ИМП наблюдается тогда, когда после МПД прошло деформационное старение сплава (монотонное снижение ВТ). В этом случае ИМП снова приводит к росту ВТ (6 на рис. 29). Авторы работы [48] предлагают следующую физическую модель объяснения наблюдаемого поведения ВТ. Влияние ИМП может быть обу-

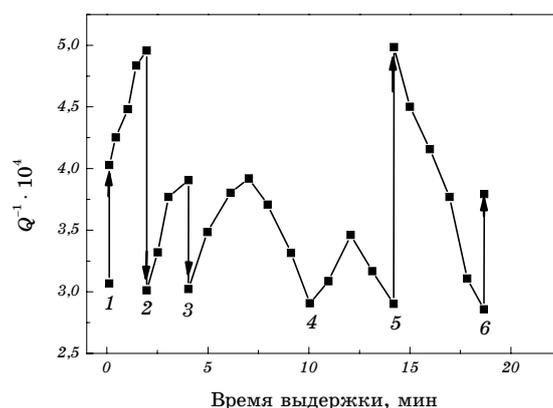


Рис. 29. Зависимость уровня внутреннего трения в Вр.О-12 от действия импульсного МП (ИМП) и микропластической деформации (МПД): 1 — исходный материал после ИМП; 2 — повторная ИМП в процессе релаксации; 3 — следующая ИМП при релаксации; 4 — релаксация; 5 — МПД; 6 — ИМП после деформационного старения [48].

словлено структурно-энергетическим состоянием системы «дислокация–дефектная атмосфера», которая формируется в результате предварительной обработки ИМП или МПД сплава. Если такая система по каким-либо причинам не возникает, то не следует ожидать эффектов изменения ВТ. Кроме того, ИМП создает в системе «дислокация–атмосфера» локализованные магнитоактивные состояния. В таких состояниях изменение энергии взаимодействия дислокации с атмосферой приводит к отрыву или закреплению дислокации, а следовательно, к относительному росту или снижению уровня ВТ. В работе делается также заключение о том, что изменения уровня ВТ, наблюдаемые в процессе и сразу после обработки ИМП, нельзя отнести к изменениям магнестрикционного происхождения.

3.2.2. Кадмий–свинец

В работе [49] приводятся первые экспериментальные результаты изучения воздействия МП на пластические свойства сплавов бинарной эвтектической системы кадмий–свинец, подвергнутых прокатке. Эксперименты выполнены при комнатной температуре с использованием постоянного МП напряженностью 7,5 кЭ, приложенным перпендикулярно направлению растяжения. Относительная скорость деформации составляла $\varepsilon = 3,9 \cdot 10^{-4}$ мм/с. На рисунке 30 приведены концентрационные зависимости величины пластичности $\delta(C)$, полученные в присутствии и отсутствии МП. Обращает на себя внимание наличие минимумов и максимумов пластичности в

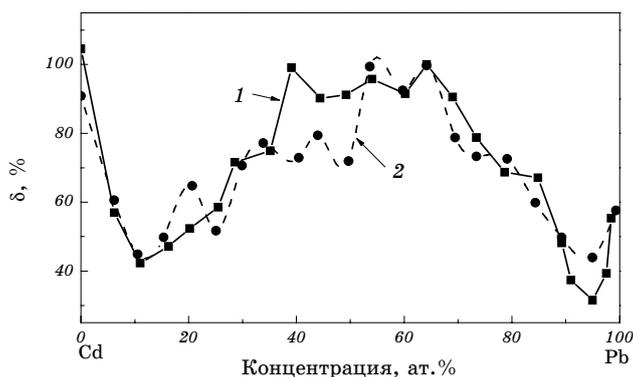


Рис. 30. Концентрационная зависимость пластичности сплавов Cd–Pb без МП (1) и в МП 7,5 кЭ (2) [49].

зависимости от состава сплава. Сравнение кривых 1 и 2 на рис. 30 показывает достаточно неоднозначное изменение величины пластичности в присутствии МП. Можно отметить на концентрационных кривых участки роста или снижения пластичности. Достаточно сильное падение δ отмечается в области 40–50 ат. % Pb, а в области высокого содержания свинца (60–90 ат. %) существенного влияния МП не наблюдается. В данной работе не обнаружено каких-либо изменений в микроструктуре сплавов после МП. Авторы работы [49] полагают, что наблюдаемые эффекты МП обусловлены изменением заряда на дислокациях, влияющего на время их дрейфа.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

К настоящему времени можно считать надежно установленным существование МПЭ для разнообразных немагнитных и магнитных материалов, в частности, в ионных, ионно-ковалентных, ковалентных, молекулярных и металлических твердых телах. Практически все разнообразие наблюдаемых физических закономерностей, характеризующих данное явление в неметаллических материалах, нашло свое объяснение в рамках концепции спин-зависимых электронных переходов во внешнем МП [4–7, 50–53]. Согласно этой концепции, МП приводит к эволюции спинового состояния в системе «дислокация–парамагнитный центр (дефект)», которая обуславливает снятие спинового запрета на определенные электронные переходы. Последние радикально меняют конфигурацию системы, приводя, в частности, к откреплению дислокаций от точечных дефектов, что и приводит к изменению механических свойств материала.

В настоящем обзоре представлено достаточное количество экспериментальных результатов, подтверждающих существование МПЭ

и в металлических материалах, как магнитных, так и немагнитных. Данный эффект более интенсивно проявляется при наличии переменных МП по сравнению с воздействием постоянных полей. Надежно установлено, что МП влияет на изменение напряжения течения и скорости ползучести всех исследованных металлов и сплавов. Например, парамагнитный титан и алюминиевый сплав, диамагнитная медь способны реагировать на воздействие МП так же, как и ферромагнитные кобальт, никель, углеродистая сталь.

Анализ выполненных работ по исследованию МПЭ показал, что наличие, интенсивность и знак эффекта зависят от конкретных условий эксперимента, таких как исследуемый материал и его предыстория, в том числе характер и количество примесей, его структурно-фазовое состояние, напряженность и частота МП, температура и режимы испытания в области пластического течения и др. Изучение макроскопических пластических свойств различных металлических материалов показало, что магнитное воздействие может привести как к разупрочнению, так и к упрочнению. В таблицах 4 и 5 систематизированы работы, в которых обнаружены положительный и отрицательный МПЭ, соответственно. В ряде исследований для одного и того же материала показано существование МПЭ обоих знаков в зависимости от структуры металла, типа примесных атомов и условий деформационных испытаний (табл. 6).

Рядом авторов рассматриваемых работ даны модельные представления о физических механизмах влияния МП различной природы на характер пластической деформации, обусловленный изменением динамики дислокаций и точечных дефектов в магнитных и немагнитных металлических материалах. На основании литературных данных можно выделить такие механизмы влияния МП на динамику дислокаций в ферромагнитных металлах: магнитострикционные процессы; взаимодействие дислокаций с границами магнитных доменов; влияние движущихся доменных границ на плотность подвижных дислокаций; взаимодействие дислокаций с точечными дефектами (вакансиями, междоузлиями и др.); торможение дислокаций за счет рассеяния на них спиновых волн. Следует отметить, что в полях насыщения, роль магнитных доменов существенно изменяется, поскольку испытуемый образец становится практически однодоменным. В случае немагнитных металлов в качестве основных механизмов воздействия МП на пластичность в литературе рассматриваются следующие: торможение дислокаций при взаимодействии с электронами проводимости при гелиевых температурах (электрон-дислокационное трение); нагрев вихревыми токами; микроструктурные изменения; изменение энергии взаимодействия в комплексах «дефект–дислокация»; изменение заряда и магнитного момента на дислокациях.

Но возникают вопросы, касающиеся физической природы МПЭ.

ТАБЛИЦА 4. Перечень работ, в которых обнаружен положительный МПЭ.

Металл	Ссылка на работу	Характеристики магнитного поля	Температура испытаний	Характеристика деформации*
Никель	[8]	60 Гц, 11 Э	комнатная	РН
Никель	[2]	50 Гц, 50–100 Э	комнатная	НД
Никель	[3]	50 Гц, 20–100 Э	0–194°C	НД
Никель	[9, 10]	50 Гц, 0–100 Э	77 К	НД
Никель	[13]	50 Гц, 0–100 Э	77–300 К	НД
Никель	[11]	20–500 Э, 50 Гц, 20–500 Э	350–800°C	П
Никель	[16]	5 кЭ	4,2 К	П
Никель	[17]	50 Э–10 кЭ	4,2 К	П
Никель	[19]	50 Гц, 800 Э	комнатная	НД
Железо	[21, 22]	860 Э	комнатная	П
Кобальт	[23]	50 Э	800°C	П
Кобальт	[11]	20–500 Э, 50 Гц, 20–500 Э	500–900°C	П
Диспрозий	[13]	50 Гц, 0–1000 Э	77–300 К	НД
Со–Ni	[24, 25]	50 Гц, 20–100 Э	комнатная	НД
Ст.3	[26]	500–700 Э, 50 Гц; 500–700 Э	комнатная	НД
Ст.3	[11]	20–500 Э, 50 Гц, 20–500 Э	300–600°C	П
Fe40Ni38B18Mo4	[32]	1250 Э	448 К	П
X18H9T	[11]	20–500 Э, 50 Гц, 20–500 Э	700–900°C	П
Титан	[23]	50 Э	600°C	П
Медь	[11]	20–500 Э, 50 Гц, 20–500 Э	20–800°C	П
Медь	[23]	50 Э	400°C	П
Медь	[33]	27 кЭ	4,2 К	НД
Алюминий	[33]	27 кЭ	4,2 К	НД
Алюминий	[42]	2 кЭ	комнатная	ДПД
Бронза (Cu–Sn)	[47]	1 Гц, 300 Э	комнатная	ВТ

*РН — релаксация напряжений; НД — напряжение деформации; П — ползучесть; ДПД — длина пробега дислокаций; ВТ — внутреннее трение.

ТАБЛИЦА 5. Перечень работ, в которых обнаружен отрицательный МПЭ.

Металл	Ссылка на работу	Характеристики магнитного поля	Температура испытаний	Характеристика деформации*
Никель	[12]	0–2500 кЭ	4,2 К	ПТ
Никель	[15]	34 кЭ	4,2 К	НД
Сталь	[27]	50 кЭ	комнатная	У
Сталь	[30]	400 Э	комнатная	УП
Медь	[35, 34]	6 кЭ	4,2 К	НД
Медь	[36]	10 кЭ	1,5–4,2 К	П
Алюминий	[40]	20–50 кЭ	4,2 К	НД
Алюминий	[36]	62 кЭ	4,2 К	НД
Серебро	[36]	10 кЭ	1,5–4,2 К	П
Висмут	[46]	2 кЭ	комнатная	М

*ПТ — предел текучести; НД — напряжение деформации; П — ползучесть; У — удлинение; УП — усталостная прочность; М — микротвердость.

ТАБЛИЦА 6. Перечень работ, в которых для одного и того же металла обнаружен и положительный и отрицательный МПЭ.

Металл	Ссылка на работу	Характеристики магнитного поля	Температура испытаний	Характеристика деформации*
Никель	[15]	34 кЭ	4,2 К	НД
Железо	[21, 22]	860 Э	комнатная	НД
Молибден, Ниобий	[44, 45]	2500 Э	77–300 К	НД
Cd–Pb	[49]	7,5 кЭ	комнатная	НД

*НД — напряжение деформации.

Требуется ответ, например, на вопрос о том один механизм или несколько разных определяют закономерности влияния МП на пластические свойства металлических материалов с различной кристаллической, магнитной и дефектной структурой. Дальнейшее изучение эффектов воздействия МП на широком круге магнитных и немагнитных материалов и условий эксперимента позволит установить физическую природу этого явления и возможности практического управления свойствами и технологии обработки конструкционных металлических материалов.

Автор выражает благодарность В. М. Надутову за полезные дис-

куссии по теме обзора.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. В. А. Франюк, *ДАНБССР*, **8**, № 4: 220 (1964).
2. S. Hayashi, S. Takahashi, and M. Yamamoto, *J. Phys. Soc. Japan*, **25**, No. 2: 910 (1968).
3. S. Hayashi, S. Takahashi, and M. Yamamoto, *J. Phys. Soc. Japan*, **30**, No. 2: 381 (1971).
4. V. I. Alshits, E. V. Darinskaya, M. V. Koldaeva, and E. A. Petrzhik, *Crystallography Reports*, **48**, No. 5: 768 (2003).
5. Ю. И. Головин, *ФТТ*, **46**, вып. 5: 769 (2004).
6. Р. Б. Моргунов, *УФН*, **174**, № 2: 131 (2004).
7. А. Л. Бучаченко, *ЖЭТФ*, **129**, вып. 54: 909 (2006).
8. B. D. Gullity and C. W. Allen, *Acta Metal.*, **13**, No. 8: 933 (1965).
9. И. А. Гиндин, И. С. Лавриненко, И. М. Неклюдов, *Письма в ЖЭТФ*, **16**, вып. 6: 341 (1972).
10. И. А. Гиндин, И. С. Лавриненко, И. М. Неклюдов, *ФТТ*, **15**, вып. 4: 636 (1973).
11. А. А. Клыпин, *МиТОМ*, № 8: 2 (1973).
12. В. И. Кононенко, В. В. Пустовалов, *Пробл. прочности*, № 7: 55 (1974).
13. И. А. Гиндин, И. С. Лавриненко, И. М. Неклюдов, *ФТТ*, **16**, вып. 6: 1663 (1974).
14. В. И. Кононенко, В. В. Пустовалов, *ФНТ*, **2**, вып. 2: 263 (1976).
15. Д. Н. Большуткин, В. А. Десненко, В. Я. Ильчев, *ФНТ*, **2**, вып. 2: 256 (1976).
16. В. В. Абраимов, В. П. Солдатов, *ФНТ*, **3**, вып. 11: 1480 (1977).
17. В. К. Аксенов, И. А. Гиндин, Е. И. Друинский, Е. В. Карасева, Я. Д. Стародубов, *ФНТ*, **3**, вып. 7: 922 (1977).
18. Б. Н. Мордюк, *Металлофиз. новейшие технол.*, **27**, № 5: 575 (2005).
19. B. N. Mordyuk, *Mater. Sci. Eng. A*, **397**: 322 (2005).
20. K. Hiratsuka, T. Sasada, and S. Norose, *Wear*, **110**, No. 3–4: 251 (1986).
21. Д. С. Каменецкая, И. Б. Пилецкая, В. И. Ширяев, *Докл. АН СССР*, **199**, № 6: 1289 (1971).
22. Д. С. Каменецкая, И. Б. Пилецкая, В. И. Ширяев, *ФММ*, **35**, № 2: 318 (1973).
23. С. Т. Кишкин, А. А. Клыпин, *Докл. АН СССР*, **211**, № 2: 325 (1973).
24. S. Hayashi and M. Yamamoto, *Phys. Letters*, **42**, No. 2: 171 (1972).
25. S. Hayashi, *J. Phys. Soc. Japan*, **32**, No. 4: 949 (1972).
26. А. Балеvски, Т. Кортенски, И. Цанков и др., *Машиностроение*, № 12: 16 (1963).
27. Т. В. Ефимова, В. В. Полотнюк, *Укр. физ. ж.*, **26**, № 7: 1149 (1981).
28. F. Vicena, *Czech. J. Phys.*, **4–5**, No. 3: 480 (1955).
29. A. Seeger, H. Kronmuller, H. Rieger et al., *J. Appl. Phys.*, **35**, No. 3: 740 (1964).
30. M. S. C. Bose, *Phys. Stat. Sol.*, **86**, No. 2: 649 (1984).
31. В. И. Летунов, http://iffftp.bas-net.by/files/ftt2005/1_73.pdf.
32. V. Ramakrishnan and A. Ghosh, *Wear*, **69**, No. 1: 71 (1981).
33. Д. Н. Большуткин, Б. И. Верхин, В. А. Десненко, *ФНТ*, **1**, вып. 11: 1413 (1975).
34. J. M. Galligan, T. H. Lin, and C. S. Pang, *Phys. Rev. Lett.*, **38**, No. 3: 405 (1977).
35. J. M. Galligan and C. S. Pang, *J. Appl. Phys.*, **50**, No. 10: 6253 (1979).
36. В. В. Абраимов, *ФНТ*, **6**, вып. 10: 1334 (1980).

37. В. Я. Кравченко, *Письма в ЖЭТФ*, **12**, вып. 10: 551 (1970).
38. В. Д. Нацик, Л. Г. Потемина, *ЖЭТФ*, **67**, вып. 10: 240 (1974).
39. А. М. Гришин, Э. А. Канер, Э. П. Фельдман, *ЖЭТФ*, **70**, вып. 12: 1445 (1976).
40. В. И. Гостищев, Р. А. Глинин, М. Л. Петровский и др., *Письма в ЖЭТФ*, **30**, вып. 2: 102 (1979).
41. В. С. Крыловский, В. П. Лебедев, В. И. Хоткевич, *ФНТ*, **7**, вып. 12: 1550 (1981).
42. Д. Н. Большуткин, В. А. Десненко, *ФНТ*, **7**, вып. 5: 652 (1981).
43. В. И. Альшиц, Е. В. Даринская, О. Л. Казаков и др., *Письма в ЖЭТФ*, **63**, вып. 8: 628 (1996).
44. В. А. Павлов, И. А. Перетурина, Н. Л. Печеркина, *ФММ*, **47**, вып. 1: 171 (1979).
45. V. A. Pavlov et al., *Phys. Stat. Sol.*, **57**, No. 19: 449 (1980).
46. А. И. Пинчук, С. Д. Шаврей, *ФТТ*, **43**, вып. 8: 39 (2001).
47. О. И. Дацко, В. И. Алексеенко, А. Д. Шахова, *ФТТ*, **38**, вып. 6: 1799 (1996).
48. О. И. Дацко, В. И. Алексеенко, *ФТТ*, **39**, вып. 7: 1234 (1997).
49. А. В. Белянушкин, Г. К. Мальцева, Г. В. Щербиков, *ФММ*, № 9: 195 (1991).
50. В. А. Макара, Л. П. Стебленко, Н. Я. Горидько, В. Н. Кравченко, А. Н. Коломиец, *ФТТ*, **43**, вып. 3: 462 (2001).
51. В. А. Макара, Л. П. Стебленко, Ю. Л. Кольченко, С. М. Науменко, О. А. Патран, *Металлофиз. новейшие технол.*, **27**, № 4: 527 (2005).
52. В. А. Макара, М. А. Васильев, Л. П. Стебленко, О. В. Коплак, А. Н. Курилюк, Ю. Л. Кольченко, С. Н. Науменко, *ФТТ* (в печати).
53. В. А. Макара, М. А. Васильев, Л. П. Стебленко, О. В. Коплак, А. Н. Курилюк, Ю. Л. Кольченко, С. Н. Науменко, *ФТП* (в печати).