

PACS numbers: 46.50.+a, 62.20.F-, 62.20.M-, 62.23.-c, 62.25.Mn, 62.40.+i, 83.50.-v

Концентраторы напряжений и их роль в формировании механических свойств поликристаллов с наноразмерными элементами структуры

П. Ю. Волосевич

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

В работе на основании анализа современных представлений о закономерностях формирования свойств моно- и поликристаллических материалов в рамках известных механизмов роста и релаксации напряжений в вершинах концентраторов в зависимости от скорости изменения приложенного макроскопического усилия предложена модель, позволяющая связать характер поведения их механических свойств с изменением числа и мощности концентраторов напряжений во всем интервале размерных параметров их структурных элементов. В основу предлагаемой модели положен принцип Д'Аламбера ($F_i = m_i w_i + P_i$), а роль «точек» взаимодействия между соседними элементами структуры играют вершины концентраторов напряжений, в которых, согласно данному закону механики, приложенная макроскопическая сила (F_i) может быть разложена на движущие, сообщающие точкам системы ускорение ($m_i w_i$), и потерянные (P_i), уравновешиваемые противодействиями связей. Из сказанного сделан вывод о том, что общее количество концентраторов (K) может рассматриваться как число точек разложения макроскопического поля приложенного напряжения на различные по величине (напряжения F_i) составляющие, действующие внутри образца в вершинах соответствующих концентраторов и изменяющиеся в зависимости от скорости роста приложенной макроскопической силы (F_i), определяющей не только число действующих концентраторов, а и количество, и характер взаимодействия известных механизмов релаксации напряжений. Рассмотрены закономерности изменения слагаемых принципа Д'Аламбера при переходе от моно- к поликристаллическим структурным состояниям в свете реализующихся механизмов роста и релаксации напряжений. Продемонстрировано, что увеличение количества концентраторов в поликристаллах с наноразмерными структурами, сопровождающееся снижением их мощности, а соответственно, и скорости роста напряжений в вершинах, будет способствовать росту механических характеристик, указывая пути создания высокопрочных состояний. Рассмотрены модельные представления о разви-

тии релаксационных процессов во всем интервале изменения размерных параметров структурных элементов металлических материалов, предсказывающие возможные смены ведущих механизмов релаксации напряжений в поликристаллических материалах при переходе к структурам с наноразмерными элементами.

В роботі на підставі узагальнень сучасних уявлень про закономірності формування властивостей моно- і полікристалічних матеріалів у межах відомих механізмів росту і релаксації напружень у вершинах концентраторів залежно від швидкості зміни прикладеного макроскопічного зусилля запропоновано модель, що дозволяє зв'язати характер поведінки їх механічних властивостей із зміною числа і потужності концентраторів напружень в усьому інтервалі розмірів параметрів їх структурних елементів. Розглянуто можливість використання Д'Алямберового принципу для опису пластичної деформації в термінах сучасних уявлень фізики металів про механізми її реалізації. При цьому точками взаємодії між частинами зразка або елементами його структури запропоновано вважати вершини концентраторів напружень. Визначено залежність діючої їх кількості від швидкості деформації, а також вказано особливості зміни темпу зростання напружень у вершинах концентраторів від їх кількості та потужності. В рамках Д'Алямберового принципу пластичну деформацію представлено у вигляді двох явищ, що розвиваються, — росту напружень у вершинах концентраторів на мікрорівні в процесі вибору найбільш послабленого перетину зразка та їхньої релаксації при втраті його механічної стійкості на макрорівні. Вказано на визначальну роль кількості концентраторів, їх виду та потужності в формуванні механічних властивостей.

Applicability of the d'Alembert principle for the description of plastic deformation in terms of the modern conceptions of physics of metals is considered. It is offered to consider the stress concentrators as points of interaction between the parts of a sample or elements of its structure. The dependence of their actual quantity on the strain rate is determined, and features of change of stress-growth rate at concentrator peaks are described as function of their number and strength. Within the scope of the d'Alembert principle, the process of plastic deformation is represented as two progressive phenomena, namely, the growth of stresses in tops of concentrators at a microlevel during a choice of the weakest section of a sample and the stress relaxation in tops of actual concentrators because of the loss of mechanical stability at a macrolevel. The determining roles of a quantity of concentrators and their strength in formation of mechanical properties are specified.

Ключевые слова: концентратор напряжений, микромеханизмы релаксации и роста напряжений, скорость роста напряжений.

(Получено 22 октября 2010 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Общие закономерности формирования структур и требования, кото-

рые необходимо выполнять при создании высокопрочных состояний, могут быть осознаны только на основе учёта особенностей взаимодействия всех без исключения элементов структурной иерархии образца при построении целостного представления о закономерностях реализации процессов, происходящих со структурой при деформации и разрушении в рамках законов механики. Это связано с тем, что достижения теоретиков и экспериментаторов, работающих в области физики металлов, свидетельствуют о том, что поведение металлов и сплавов в поликристаллическом состоянии может быть рассмотрено в рамках существующих законов механики, как поведение системы взаимодействующих точек (зёрен), каждая из которых обладает свойствами монокристаллического состояния представляемого материала. Такой подход не вносит никаких ограничений и условностей, обеспечивая возможность дальнейшего совершенствования модели по мере углубления знаний о природе происхождения и многообразии сил и связей, принимающих участие в организации взаимодействия элементов структуры в условиях пластических деформаций, сопровождающегося изменением скорости и направления их перемещения. Кроме того, он без противоречий на идейном уровне хорошо согласуется с огромным большинством экспериментальных и теоретических работ в области физики металлов, касающихся процессов пластической деформации и разрушения.

Неприменимость механики сплошных сред в данном случае обусловлена тем, что, в отличие от физики твёрдого тела и металлов, она не принимает во внимание их внутреннюю структуру, связанную с кристаллографическими особенностями её элементов, а также характером их изменений, многократно экспериментально подтверждённых в практически необъятном количестве работ, далеко не полный перечень которых в виде монографий и обзоров приведён в списке литературы [1–27].

Само по себе сказанное не отвергает права на участие в рассмотрении хорошо обоснованного в механике модельного понятия о концентраторах напряжений. Оно позволяет описывать связи между напряжениями, деформациями, скоростями их изменения, температурой и другими физико-химическими параметрами, а также рассчитывать особенности поведения макроскопических объектов относительно их механических свойств и характера разрушения. Это связано с тем, что в таких исследованиях требуется учёт реально происходящих физических процессов, ответственных за релаксацию и рост напряжений в вершинах существующих и появляющихся концентраторов на всех уровнях структурной иерархии.

В представлениях физики металлов в поликристаллических состояниях к таковым могут быть отнесены границы, всевозможные частицы и фазы, а также особенности строения и поведения более сложных структурных иерархий в различных температурных

условиях деформации. Их формирование обусловлено как типом кристаллической решётки материала (совокупностью механизмов релаксации и роста напряжений, определяющих условия генерации и взаимодействия элементарных носителей актов пластической деформации: вакансий, дислокаций и трещин в соответствующих наборах кристаллографических плоскостей и направлений), так и процессом их последующего коллективного взаимодействия. В условиях изменяющихся условий деформаций оно приводит к образованию различных типов субструктур, совокупности концентраторов и действующих в их вершинах механизмов релаксации и роста напряжений.

Степень опасности концентратора напряжений (особенностей влияния его формы, размеров, положения и остроты) относительно свойств изделия в представлениях механики обобщена в понятии жёсткость, которая отражает способность тела сопротивляться деформированию в пределах закона Гука. При этом критерием уровня напряжений в вершинах концентраторов является коэффициент их концентрации, отражающий величину отношения максимального напряжения в вершине к среднему расчётному.

Металлофизики связывают степень опасности концентраторов с возникающими в их вершинах напряжениями относительно уровней модульных характеристик материала либо пределов упругости, текучести и величин разрушающих напряжений, определяющих реализацию соответствующих механизмов их развития.

Таким образом, перед металлофизикой стоит задача выяснения роли и характера изменения численности статистического ансамбля имеющихся и возникающих в образцах концентраторов напряжений в зависимости от температуры, скорости и степени деформации, которые определяют условия изменения напряжений в их вершинах. Их уровень задаёт условия реализации механизмов генерации элементарных носителей пластической деформации (вакансий, дислокаций, трещин) и их последующего поведения.

Но в данной работе понятия «коэффициент концентрации напряжений» и «жёсткость» не используются из-за их вторичности при оценке уровня и роли возникающих напряжений в поведении конструкций при разрушении. Вместо них применяется понятие «мощность концентратора», которое является синонимом «мощности генератора дефектов» в металлофизике и призвано отражать определяющую роль их параметров в зависимости от уровня возникающих в соответствующих местах (на концентраторах) напряжений, являющихся первопричиной появления дефектов. Характер изменения их плотности и распределения, с одной стороны, связан с уровнем возникающих в вершинах концентраторов (источников дефектов) напряжений, а с другой, — с релаксационными процессами, ведущими к относительному уменьшению скорости их роста

за счёт распределения действующего в вершине напряжения (или вектора соответствующей силы) на составляющие. Их величины пропорциональны количеству генерированных дефектов в каждой из задействованных систем (механизмов) релаксации, а также реализующихся в них плоскостей и направлений генерации и перемещения дефектов. Этот процесс является причиной деформационного упрочнения, сопровождающегося размножением количества концентраторов, обусловленным потенциальными возможностями и особенностями свойств кристаллических решёток относительно количества и характера реализующихся в каждой из них механизмов релаксации и роста напряжений. Для объяснения явлений генерации дефектов в вершинах концентраторов и зависимости её скорости от количества последних используется понятие «запирающие силы или напряжения».

Данная работа посвящена обобщению модельных представлений в рамках одного из законов механики, с учётом установленных физикой металлов закономерностей механизмов роста и релаксации напряжений, являющихся ответственными за реализацию процессов пластической деформации и разрушения. Для построения модели в соответствии со всем вышесказанным и минимальным количеством предписанных ограничений и условностей в данной работе применим принцип Д'Аламбера; соответственно, из трактовок его механиками заимствованы такие понятия как «потерянные силы» и «задаваемые силы».

2. МОДЕЛЬНЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Обширный экспериментальный материал, имеющийся в литературе, свидетельствует о том, что ведущим параметром во всем временном интервале взаимодействия металлического образца с прилагаемой макроскопической силой (или подобной, имеющей внутреннее происхождение) является скорость её изменения. Она, в свою очередь, пропорциональна скорости изменения напряжений в вершинах различного рода концентраторов, присутствующих в реальных металлах и их сплавах и фактически являющихся в зависимости от условий местами взаимодействия между двумя частями образца или соседствующих элементов структуры. В случае идеальных объектов появление концентраторов, очевидно, носит ситуативный характер, обусловленный особенностями поведения узловых атомов кристаллической решётки в поверхностных слоях в момент достижения первых признаков состояния неустойчивости на микроуровне. В последующем слияние подобных флуктуаций в некотором ограниченном макроскопическом объёме материала (в ближайшем окружении атома, в плоскости скольжения) сопровождается формированием на поверхности дефектов в виде впадин, сту-

пенек и тому подобных образований. Сказанное подтверждается не только прямыми экспериментальными результатами, а и закономерностями, наблюдающимися при компьютерном моделировании возникновения состояния неустойчивости [27].

Таким образом, количество вершин концентраторов, имеющих и образующихся в изделии в процессе деформации, может быть представлено в качестве точек взаимодействия между соседними элементами структур.

Подобный подход позволяет разложить макроскопическое поле напряжений, возникающее в образце под действием приложенной к нему силы (F) на составляющие (F_i), количество которых соответствует числу концентраторов (K), а величины действующих в их вершинах напряжений пропорциональны мощности каждого из них. Это обстоятельство было использовано в работах [28, 29] как факт, позволяющий привлечь один из законов механики, в частности, принцип Д'Аламбера, в соответствии с которым приложенная к точке (зерну или его части) «задаваемая» сила F может быть разложена на «движущую» $\Phi_i = m_i w_i$, сообщаемую точке с массой m_i ускорение w_i , и «потерянную» P_i , уравновешивающуюся противодействиями связей N_i . Таким образом, $F_i = m_i w_i + P_i$.

В соответствии со сказанным для нашего случая

$$F = \sum_{i=1}^{K_n} m_i w_i + \sum_{i=1}^K P_i, \quad (1)$$

где первое слагаемое — это сумма сил, поддерживающих в момент потери механической устойчивости (в полосе скольжения для монокристаллов или в полосе Людерса для поликристаллов) движение одной части образца относительно другой благодаря действию того количества концентраторов (K_n), которое находится в активированном объёме, обеспечивая соответствующие наборы действующих механизмов роста и релаксации возникающих в их вершинах напряжений путём генерации определённого количества элементарных носителей каждого. При этом число реализующихся механизмов и количество носителей каждого вида зависит от скорости процесса изменения приложенного макроскопического усилия (скорости деформации) (рис. 1). Второе слагаемое представляет сумму запирающих (потерянных) сил, связанных с исчерпанием внутренних релаксационных возможностей образца (или элементов его структуры) через способность к накоплению дефектов в вершинах всех концентраторов (K), действующих во всем рабочем объёме до момента потери его механической устойчивости. Это слагаемое связано с локальным деформационным упрочнением на микроуровне, наблюдающимся до момента потери механической устойчивости изделия в макрообъёме. Оно запирает менее мощные концентраторы, действующие по всему объёму образца, фактически,

являясь «инструментом» поиска наиболее «слабого» участка (сечения, объёма), характеризующегося меньшей скоростью деформационного упрочнения в области вершин концентраторов или более высокими релаксационными возможностями материала в определённой макроскопической части рабочего объёма.

Следует отметить, что выражение в приведённом виде справедливо как для моно-, так и поликристаллических состояний.

При переходе к конкретному случаю ситуация должна рассматриваться в соответствии с рис. 1, согласно которому суммирование в пределах каждого слагаемого в выражении (1) необходимо произ-

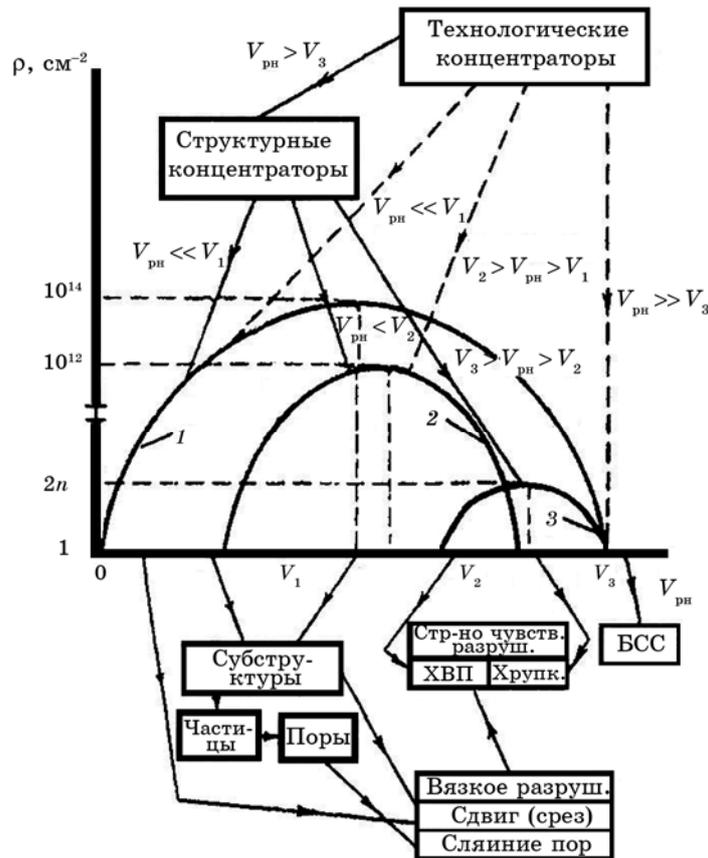


Рис. 1. Схема, отражающая связь процессов генерации, накопления и взаимодействия дефектов как элементарных носителей пластической деформации (вакансий — 1, дислокаций — 2, хрупких трещин — 3), особенностей структурообразования и разрушения в зависимости от скорости роста напряжений $V_{рн}$ в вершинах действующих концентраторов в моно- и поликристаллах (пунктирные и сплошные стрелки соответственно); плотность соответствующих дефектов — ρ , число зёрен в плоскости разрушения — n .

водить по соответствующему количеству концентраторов, виду и числу образующихся в их вершинах дефектов (вакансий, дислокаций, трещин; ρ) в зависимости от скорости деформации (V_ϵ), которая пропорциональна скорости роста напряжений ($V_{рн}$) в вершине каждого из концентраторов.

Полное количество концентраторов в поликристаллическом материале в соответствии с [28–30] представляется выражением

$$K = K_T + K_c, \quad (2)$$

где $K_T = \sum_{i=1}^{a_2} K_{Ti}$ и $K_c = \sum_{i=1}^{b_4} K_{ci}$ — количества действующих в рабочей части образца «технологических» и «структурных» концентраторов до момента потери его механической устойчивости соответственно.

Таким образом, при растяжении монокристаллов потеря механической устойчивости на микроуровне связана при отсутствии «структурных» только с «технологическими» или концентраторами флуктуационного происхождения, возникающими в момент потери механической устойчивости в идеальном случае. В их вершинах в зависимости от мощности концентраторов, а соответственно скорости роста и уровня достигаемых напряжений, наблюдается последовательное включение механизмов релаксации, сопровождающееся генерацией дефектов различных видов в соответствующих плоскостях и направлениях. Этот процесс до потери механической устойчивости монокристалла на макроуровне идёт за счёт реализации его внутренних релаксационных возможностей путём накопления и удерживания соответствующей плотности дефектов внутри.

Из практики испытаний и имеющегося массива экспериментальных данных следует, что от скорости деформации (V_ϵ) количество концентраторов действующих в объёме возникновения неустойчивости на макроуровне, а также плотность генерированных в их вершинах дефектов изменяются по параболическому закону, в крайних точках которого при V_1 и V_5 действует один наиболее мощный концентратор и соответствующий вид элементарных носителей процесса деформации (рис. 2).

При этом в исходном состоянии K_T — константа для данного образца, а K_c является функцией числа взаимодействующих элементов структуры (зёрен) K_T и их размера d , количеств задействованных в них систем Q плоскостей и направлений скольжения n_Q и m_Q соответственно, элементов субструктуры $K_{суб}$ и её размеров d_1 :

$$K_c = f(V_\epsilon, K_T, d, Q, n_Q, m_Q, K_{суб}, d_1). \quad (3)$$

В связи с тем, что степень опасности каждого концентратора зависит от скорости роста напряжений ($V_{рн}$) в его вершине, она может

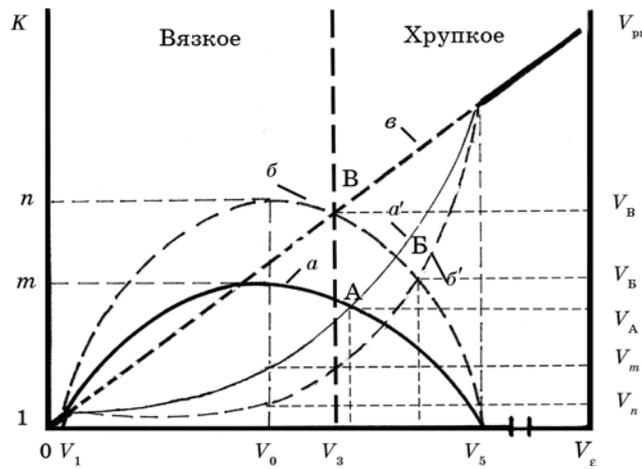


Рис. 2. Схема изменения количества задействованных в поликристаллах с различной дисперсностью зёрен ($d_a > d_b$) концентраторов (K) m и n соответственно в зависимости от скорости деформации V_ϵ (зависимости a , b) и их связь с изменением скорости роста напряжений $V_{рн}$ в вершинах (зависимости a' , b') и характером разрушения. Ситуацию с одним концентратором отражает зависимость B .

быть представлена следующей функциональной зависимостью:

$$V_{рн} = f(FL\Omega / (Kr)), \quad (4)$$

где $FL\Omega / r = F_i$ — момент силы, направленной на раскрытие концентратора (при заданной силе F) в том случае, когда он один (рис. 2, зависимость e), а L и Ω — соответственно протяжённость и параметр, учитывающий расположение концентратора относительно оси приложенной нагрузки и кристаллографической ориентировки элемента структуры.

Таким образом, скорость роста напряжения в вершине любого концентратора прямо пропорциональна скорости изменения момента силы, направленной на его раскрытие, и обратно пропорциональна остроте r и количеству задействованных концентраторов.

Изменение количества действующих концентраторов ($m < n$) в двух образцах с различным размером зёрен от скорости деформации может быть представлено параболическими зависимостями a и b , в крайних точках которых действует только один наиболее опасный концентратор, обеспечивающий различный характер разрушения от вязкого при скоростях деформации в окрестности V_1 до хрупкого при скоростях V_5 и выше. Область с квазихрупким характером разрушения лежит в интервале скоростей $V_3 - V_5$. Максимальное количество действующих концентраторов в обоих образцах наблюдается в окрестно-

сти V_0 , «обслуживая» процесс развитой пластической деформации (т.е. обеспечивая генерацию концентраторами необходимой плотности элементарных носителей пластической деформации: вакансий, дислокаций, трещин).

Характер изменения скорости роста напряжений в вершинах концентраторов от скорости деформации для рассматриваемых образцов представлен зависимостями a' , b' на рис. 2, свидетельствующими о смещении скорости роста напряжений V_B , соответствующей началу интервала хрупко-вязкого перехода (ХВП) в точке В для единственного концентратора, в положения проекций точек А и Б при увеличении числа действующих концентраторов от m до n (соответственно V_A и V_B ; рис. 2). Это сопровождается одновременным уменьшением интервала ХВП при перемещении его начала от V_3 в сторону более высоких скоростей деформации до соответствующих проекций на ось абсцисс точек А и Б.

Проведённое рассмотрение указывает на то, что общий характер изменения (снижения) механических свойств моно- и поликристаллических материалов относительно теоретических (расчётных) значений может быть связан с соответствующими изменениями количества концентраторов и их мощности (рис. 3). Так, для монокристаллических усов, в которых вероятность присутствия технологических и структурных концентраторов минимальна при соответствующей минимизации их мощности, на практике наблюдаются наиболее близкие к теоретическим показатели механических свойств.

Переход к бикристаллическому состоянию сопровождается появлением внутри образца нового структурного элемента — границы с более ослабленными связями вдоль её плоскости по сравнению с плоскостями скольжения в монокристаллическом состоянии. Си-

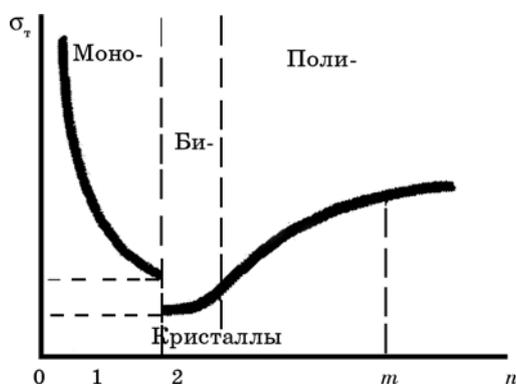


Рис. 3. Зависимость изменения теоретического значения напряжения течения σ_t в моно-, би- и поликристаллических состояниях от количества и мощности присутствующих «технологических» и «структурных» концентраторов n в рабочем сечении образца.

ловой характер этих связей реализуется в рамках закона Шмида в зависимости от угла расположения плоскости границы и её структуры относительно оси прилагаемого усилия.

Таким образом, граница в бикристалле является своеобразным концентратором напряжений, протяжённость которого соизмерима с размерными параметрами различных сечений образца, связанных с плоскостью её залегания. Это обстоятельство, несомненно, сказывается на увеличении мощности такого концентратора, что сопровождается соответствующей минимизацией механических свойств на практике.

Переход к поликристаллическим состояниям по мере измельчения размера зёрен сопровождается постепенным повышением механических характеристик. Это связано с изменениями в величинах комплекса параметров (увеличением количества типов и общей площади границ, ростом численности структурных концентраторов при соответствующем уменьшении их протяжённости, связанной с уменьшением длины дислокационных скоплений и количества дислокаций в них), ведущих к уменьшению мощности концентраторов при неизменной их остроте согласно выражению (4).

В соответствии со сказанным, первое слагаемое выражения (1)

дополнено суммой $\sum_{i=1}^s \tau_{ir}$, характеризующей силу, обеспечивающую непрерывное движение вдоль границ определённого числа пограничных дислокаций (s) в момент потери механической устойчивости при пограничном проскальзывании:

$$F_{II} = \left(\sum_{i=1}^n \tau_i + \sum_{i=1}^s \tau_{ir} \right) + \left(\sum_{i=1}^{K_r} \sigma_i + \sum_{i=1}^{K_c} \sigma_{ir} \right), \quad (5)$$

где $\Phi_{II} = \sum_{i=1}^n \tau_i + \sum_{i=1}^s \tau_{ir}$, а $P_{II} = \sum_{i=1}^{K_r} \sigma_i + \sum_{i=1}^{K_c} \sigma_{ir}$. Второе слагаемое увели-

чено на выражение $\sum_{i=1}^{K_c} \sigma_{ir}$ для сил, связанных с релаксационными

свойствами границ, проявляющимися до момента потери макроскопической устойчивости образца и выражающимися в накоплении вдоль них соответствующих дефектов.

Происходящая при измельчении зерна трансформация процесса в графическом виде представлена на рис. 4, где в терминах релаксационных возможностей внутренних объёмов зёрен (W_s) и их границ (W_r) отражено изменение характера долевого участия пограничного проскальзывания и дислокационного скольжения в зависимости от размера зерна и количества действующих концентраторов напряжений. При этом положение точки пересечения двух зависимостей

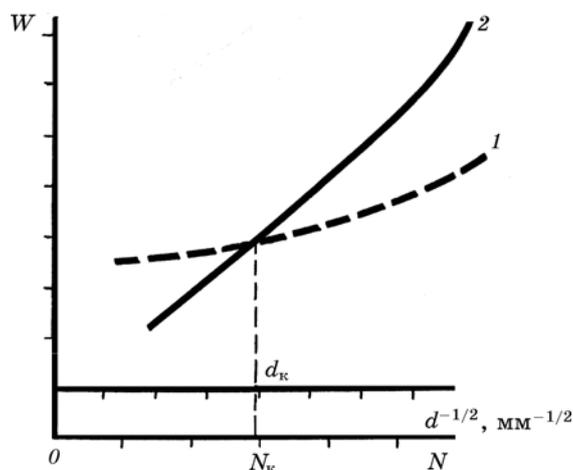


Рис. 4. Зависимости изменения релаксационных возможностей (W) внутренних объёмов зёрен (1) и их границ (2) от размера зерна d в поликристаллах в терминах представлений о дислокационном скольжении и пограничном проскальзывании соответственно (N — число концентраторов).

обеспечивается при достижении определённой плотности границ и концентраторов напряжений в изменяющемся в зависимости от размера зерна объёме поликристаллического образца (полосе Чернова–Людерса), теряющем механическую устойчивость. Таким образом, для поликристаллов потеря устойчивости связана с выбором такой траектории сдвига, в которой задействованы оптимальные (в смысле величин напряжений запуска) варианты, как пограничного проскальзывания, так и внутризёрненного дислокационного скольжения. При этом на первом этапе (левее d_k) вакансионный и дислокационный механизмы за счёт исчерпания внутренних релаксационных возможностей зёрновой структуры являются запускающими механизм проскальзывания, в то время как правее d_k они переходят в разряд сопутствующих с постепенным угасанием роли дислокационного скольжения и переходом к вакансионному.

Необходимо также отметить, что в связи с изложенным величина K_y в уравнении Холла–Петча $\sigma_T = \sigma_0 + K_y d^{-1/2}$, соответственно, должна быть функцией

$$K_y = f(W_s, W_r) \quad (6)$$

двух указанных параметров, определяющих степень участия внутризёрненного дислокационного скольжения и пограничного проскальзывания для каждого из рассматриваемых средних размеров зёрен.

Так как

$$W_{\tau} = f(T, N, r, n_r), \quad (7)$$

где T — температура, N — число структурных концентраторов напряжений, r — радиус области релаксации в границе, n_r — число удерживаемых границей дислокаций до их аннигиляции, то при $T = \text{const}$ r тоже будет постоянно, а $N = f(d)$, где d — размер зерна. При этом с измельчением зерна (рис. 5; граница мелкого зерна обозначена пунктирной линией, а крупного — линией MN) даже в условиях постоянной плотности выходов дислокационных потоков на граничную поверхность при достижении определённого размера зёрен будет наблюдаться перекрытие зон релаксации в плоскости границы, так как $R_m < 2r \ll R_k$. В свою очередь этот процесс должен сопровождаться снижением скорости роста напряжений в вершинах, возникающих вдоль границ структурных концентраторов не только в силу улучшения условий по релаксации напряжений, но также из-за увеличения плотности их распределения. В подобной

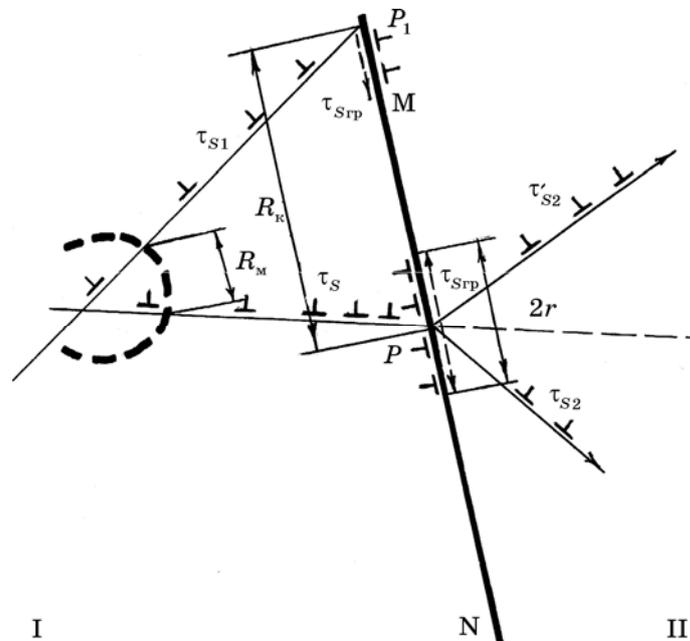


Рис. 5. Схема инициирования скольжения во внутренних частях зёрен (I, II) и вдоль их границы (MN) в крупнозернистом и мелкозернистом (обозначено пунктиром) состояниях. Расстояния между вершинами дислокационных скоплений в крупно- и мелкозернистом состояниях — R_k и R_m соответственно. Величина зоны релаксации в плоскости границы — r . С уменьшением размера зерна, а соответственно, и R_m , вместо дислокационного скольжения ведущую роль может играть вакансионный механизм.

обстановке границы полностью перехватывают инициативу и ведущим становится процесс проскальзывания вдоль них, а внутризёрненное дислокационное скольжение через возникающие структурные концентраторы содействует ему постепенно перемещаясь в приграничные области и затухая.

При оптимальном варианте в подобной ситуации может идти речь о действительном возникновении вдоль границы некоторого «кипящего» слоя [30], играющего роль релаксатора напряжений благодаря аннигиляции и активному взаимодействию со структурной границей возникающих дефектов.

3. ВЫВОДЫ

1. В работе в рамках принципа Д'Аламбера проведено рассмотрение роли концентраторов напряжений в формировании механических свойств металлических материалов в широком интервале размеров их структурных параметров. При этом указано, что вершины концентраторов фактически являются местами разложения на векторные составляющие макроскопического поля напряжения от приложенной силы.

2. Продемонстрирована зависимость количества «структурных» концентраторов напряжений от кристаллографических особенностей металлических материалов, величин их структурных параметров и скорости деформации.

3. Установлено, что скорость роста напряжения в вершине любого концентратора прямо пропорциональна скорости изменения момента силы, направленной на его раскрытие, и обратно пропорциональна остроте r и количеству задействованных концентраторов.

4. Отмечено определяющее влияние количества и мощности всех концентраторов напряжений в формировании уровня механических свойств образцов относительно теоретических значений, Продемонстрировано, что увеличение количества концентраторов, сопровождающееся снижением их мощности, а соответственно, и скорости роста напряжений в вершинах, будет способствовать росту механических характеристик, указывая пути создания высокопрочных состояний в поликристаллах. При этом, если вопрос об уменьшении мощности «структурных» концентраторов решается комплексно, путём уменьшения структурного параметра, а также изменением структуры границ при переходе к наноразмерным образованиям, то снижение мощности «технологических» концентраторов связано с процессами плавки, передела, особенностями технологий получения материалов, изготовления изделий, их конструктивными особенностями и формой.

5. На основании предложенной модели проанализирован характер изменения механизмов роста напряжений и их релаксации в вер-

шинах концентраторов в зависимости от величины структурных параметров и скорости деформации.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Г. Нейбер, *Концентрация напряжений* (Москва–Ленинград: Гостехиздат: 1947) (пер. с нем).
2. *Физический энциклопедический словарь. Т. 2* (Москва: Советская энциклопедия: 1962).
3. Дж. Т. Хан, Б. Л. Авербах, В. С. Оуэн, М. Коэн, *Атомный механизм разрушения* (Москва: Металлургиздат: 1963), с. 109 (пер. с англ.).
4. Е. Орован, *Атомный механизм разрушения* (Москва: Металлургиздат: 1963), с. 170 (пер. с англ.).
5. В. С. Иванова, Л. К. Гордиенко, В. Н. Геминев и др., *Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов* (Москва: Наука: 1965).
6. В. М. Финкель, *Физика разрушения* (Москва: Металлургия: 1970).
7. Р. Хоникомб, *Пластическая деформация металлов* (Москва: Мир: 1972) (пер. с англ.).
8. В. И. Трефилов, Ю. В. Мильман, С. А. Фирстов, *Физические основы прочности тугоплавких металлов* (Киев: Наукова думка: 1975).
9. Г. С. Писаренко, А. А. Лебедев, *Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии* (Киев: Наукова думка: 1976).
10. Дж. Нотт, *Основы механики разрушения* (Москва: Металлургия: 1978) (пер. с англ.).
11. Л. А. Коппельман, *Сопротивление сварных узлов хрупкому разрушению* (Ленинград: Машиностроение: 1978).
12. В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский и др., *Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов* (Киев: Наукова думка: 1979).
13. О. Н. Романив, *Вязкость разрушения конструкционных сталей* (Москва: Металлургия: 1979).
14. В. В. Рыбин, А. Н. Орлов, В. Н. Перевезенцев, *Границы зёрен в металлах* (Москва: Металлургия: 1980).
15. В. М. Косевич, В. М. Иевлев, Л. С. Палатник, А. И. Федоренко, *Структура межкристаллитных и межфазных границ* (Москва: Металлургия: 1980).
16. Ю. Я. Мешков, *Физические основы разрушения стальных конструкций* (Киев: Наукова думка: 1981).
17. О. А. Кайбышев, Р. З. Валиев, В. Г. Хайруллин, *Физ. мет. металловед.*, 56, вып. 3: 577 (1983).
18. В. Е. Панин, В. А. Лихачёв, О. В. Гриняев, *Структурные уровни деформации твердых тел* (Москва: Наука: 1985).
19. В. Ф. Моисеев, *Хладноломкость ОЦК металлов и физическая интерпретация коэффициента K_{Ic}* (Киев: 1995) (Препр./НАН Украины, Ин-т проблем материаловедения. № 95-8, 1995).
20. В. В. Рыбин, *Большие пластические деформации и разрушение металлов* (Москва: Металлургия: 1986).
21. С. А. Фирстов, *Прогрессивные материалы и технологии* (Киев: ИПМ НАНУ: 2003), т. 2.

22. Г. А. Малыгин, *Успехи физ. наук*, **169**, № 9: 979 (1999).
23. А. М. Паршин, А. П. Петкова, *Физика и химия обработки материалов*, № 3: 79 (2000).
24. П. Ю. Волосевич, Ю. А. Гарасим, Н. И. Даниленко, В. М. Адеев, Д. И. Никоненко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **24**, № 3: 413 (2002).
25. Е. В. Сударикова, *Неразрушающий контроль в производстве: Учеб. пособие. Ч. 1* (Санкт-Петербург: ГУАП: 2007).
26. С. А. Котречко, А. В. Филатов, А. В. Овсянников, *Металлофиз. новейшие технол.*, **26**, № 11: 1475 (2004).
27. П. Ю. Волосевич, *Металлофиз. новейшие технол.*, **29**, № 10: 1393 (2007).
28. П. Ю. Волосевич, *4^а Міжнародна конференція «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій» (23–27 червня 2009, Львів)*, с. 93.
29. П. Ю. Волосевич, *Металлофиз. новейшие технол.*, **32**, № 3: 413 (2010).
30. С. А. Фирстов, *Прогрессивные материалы и технологии* (Киев: Академперіодика: 2003).