

УДК 669.17:54.043

ФИЗИКА ПРОГРАММНОГО УПРОЧНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ**Н.В. Камышанченко*, И.М. Неклюдов¹, И.А. Беленко**

¹Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий ННЦ УФТИ,
61101, г. Харьков, Академическая, 1
Белгородский государственный университет,
308015, г. Белгород, Победы 85

Наука о прочности и пластичности твердых тел относится к числу одной из основных в развитии практически всех областей техники. 20-е столетие было весьма удачным периодом в развитии научных представлений о прочности и пластичности. Создание научных основ прочности и пластичности кристаллических материалов позволило установить причины малой прочности по сравнению с теоретически вычисленной, а создание высокоразрешающего оборудования и современных методов исследования позволило рассмотреть структуру и обнаружить распределение внутренних напряжений в кристаллах, определить зависимость физико-механических свойств реальных кристаллических материалов от структурно-фазового состояния, плотности и пространственного распределения дефектов в их объеме, обосновать пути ее повышения.

Требования к повышению ресурса и надежности изделий новой техники вызывают необходимость совершенствования и разработки новых способов получения и обработки конструкционных материалов. С целью повышения комплекса физико-механических свойств материалов и изделий из них предложены различные технологии их обработки. Особый интерес представляют те, которые могут быть использованы в качестве завершающей технологической операции. К ним относятся и методы программного упрочнения, сущность которых заключается в отпуске, отжиге, старении материалов или изделий в упруго-напряженном состоянии под постоянной или плавно возрастающей нагрузкой в режиме, близком к приложению нагрузок к изделию в процессе их эксплуатации.

ВОЗМОЖНОСТИ И ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.

Известно, что предельная прочность кристаллических материалов определяется природой и величиной сил межатомных связей и может быть реализована лишь в случае идеального кристалла. Из-за дефектности реальных кристаллов прочность межатомных связей используется в малой степени. Повышение степени использования межатомных связей возможно за счет создания барьеров с помощью высокой плотности дефектов. И.А. Одинггом впервые была предложена гипотетическая кривая зависимости прочности кристаллов от плотности дислокаций [1]. В современном виде [2, 3] она представлена на рис. 1, а. Правая ветвь кривой соответствует росту прочности кристалла за счет увеличения плотности дефектов (в основном дислокаций), левая – за счет удаления их из кристалла. Теоретически расчетная прочность получена только на бездефектных нитевидных кристаллах незначительных размеров, т.н. «усах», «щепках». Экспериментальное подтверждение гипотетической кривой прочности получено на кристаллах меди (рис. 1, б). Р.И. Гарберу с сотрудниками [4] на тонких кристаллах переходных металлов экспериментально установили рост предела прочности с уменьшением диаметра нитевидных кристаллов (рис. 2). Было обнаружено, что монокристаллы малого диаметра (до ~ 200 нм) характеризуются отсутствием масштабной зависимости прочности, т.е. эту величину можно считать физически постоянным свойством металла. На нитевидные бездефектные кристаллы возлагались большие надежды. Разрабатывались технологии получения композитных материалов на основе нитевидных кристаллов.

* kamush@bsu.edu.ru

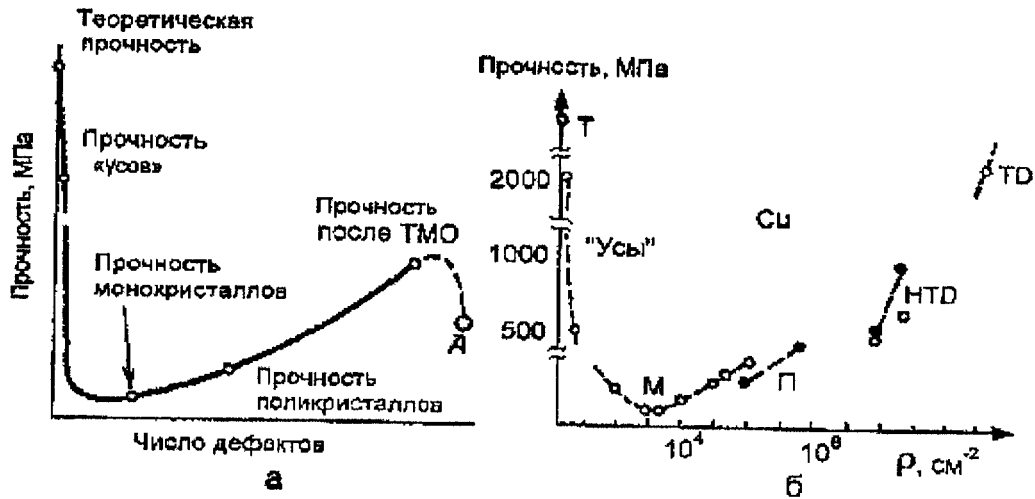


Рис. 1. Гипотетическая кривая прочности кристаллов в зависимости от концентрации дислокаций в объеме (а) и зависимость прочности кристаллов меди от плотности дислокаций (б)
 Т – теоретическая прочность, М – прочность высокочистых монокристаллов меди с малой плотностью дислокаций, П – прочность поликристаллической меди, НТД – прочность меди после низкотемпературной прокатки при 20 К, TD – теоретически рассчитанная прочность предельно дефектных кристаллов меди [2]

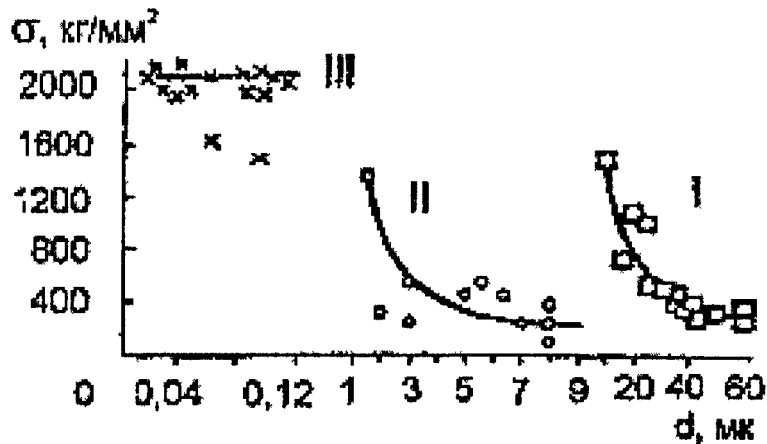


Рис. 2. Прочность нитевидных кристаллов
 I, II – нитевидные кристаллы вольфрама и железа, соответственно, III – монокристаллов

Однако, основными путями повышения прочности реальных макрокристаллических материалов являются различные способы усиления межатомных связей путем легирования, создания плотности дефектов кристаллического строения (дислокации) и их оптимального распределения в объеме кристаллов, устранения локальных пиковых перенапряжений в кристаллах. Это достигается благодаря использованию рационального сочетания легирования, пластической деформации и отжига кристаллических материалов. Во всех случаях повышение практической прочности кристаллических материалов связано с увеличением степени использования сил межатомных связей с одновременным участием атомов в сопротивлении действию внешних сил и взаимной релаксации напряжений, создаваемых дефектами. Именно величина межатомных связей и характерные особенности дефектной структуры представляют собой те два тесно связанных фактора, ответственных за сопротивление в реальных кристаллах, возникновения, развития деформации и разрушения, и в итоге определяющих резервы повышения их прочности.

Результаты теоретических и экспериментальных исследований влияния температуры, скорости нагружения, исходного состояния структуры кристаллов на процессы зарождения и развития элементарных актов пластической деформации, на сопротивление движению дислокаций в реальных кристаллах, на формирование дефектной структуры, на изменение дисперсии распределения потенциальных барьеров и профиля поля внутренних напряжений в кристаллах позволили выделить два основных типа упрочнения кристаллических тел [5]:

- дислокационно- субструктурное упрочнение;
- диффузионно- дислокационное упрочнение.

Дислокационно- субструктурный механизм упрочнения связан с созданием высокой плотности дислокаций и мелкодисперсной ячеистой структуры в объеме кристаллов. Для этого необходимо деформирование металлических образцов (изделий) до значительных степеней деформации с последующим отпуском при температурах ниже температуры рекристаллизации. Благоприятными условиями для проявления этого механизма упрочнения материалов являются: низкие температуры и высокие скорости деформирования. Дислокационно-субструктурный механизм упрочнения реализуется во многих способах механико-тепловой обработки материалов.

Диффузионно-дислокационный механизм упрочнения реализуется за счет микросдвиговой и диффузионной релаксации локальных напряжений в объеме упрочняемого металла. Благоприятными условиями для проявления этого механизма являются: наличие в объеме упрочняемого материала неравновесной концентрации точечных дефектов, градиентов химического и механического потенциалов и малые скорости приложения внешних напряжений. Преимуществом диффузионно-дислокационного механизма упрочнения кристаллических материалов является то, что он не связан с применением заметных пластических деформаций и поэтому он может быть с успехом применен в качестве завершающей технологической операции обработки готовых изделий. Наиболее распространенным способом реализации диффузионно-дислокационного механизма упрочнения металлов и сплавов является их отпуск после закалки или деформации в определенной температурной области.

ПОВЕДЕНИЕ ПРОЦЕССОВ РЕЛАКСАЦИИ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ОТПУСКЕ ПОД НАГРУЗКОЙ.

На возможность снятия внутренних напряжений при отпуске твердых растворов за счет диффузионных процессов была впервые высказана и теоретически обоснована С.Т. Конобеевским [6]. Было доказано, что существующие в кристаллических материалах пиковые напряжения релаксируют за счет направленной сегрегации атомов примеси. В дальнейшем это явление получило название «восходящей диффузии». Снижение создаваемых искажениями кристаллической решетки внутренних напряжений при этом приводит к повышению стабильности и ее устойчивости по отношению к последующим внешним воздействиям.

Приложенное напряжение, не превышающее по величине предела текучести при выбранной (оптимальной) температуре, способствует, с одной стороны, вскрытию пиковых напряжений, с другой – ускорению процессов их релаксации за счет диффузионных и микросдвиговых процессов.

Изученные к настоящему времени основные механизмы релаксации пиковых напряжений при отпуске под нагрузкой можно систематизировать следующим образом (рис. 3):

- изменение геометрических и энергетических характеристик дислокаций;
- перераспределение дислокаций в местах их скопления у препятствий;
- снижение общей плотности дислокаций и особенно легкоподвижных;
- релаксация напряжений в устье двойников, микротрещин, выделений;
- растворение пор и залечивание микротрещин;
- образование новых частиц выделений;
- ориентированное перераспределение дислокационных петель и выделений.

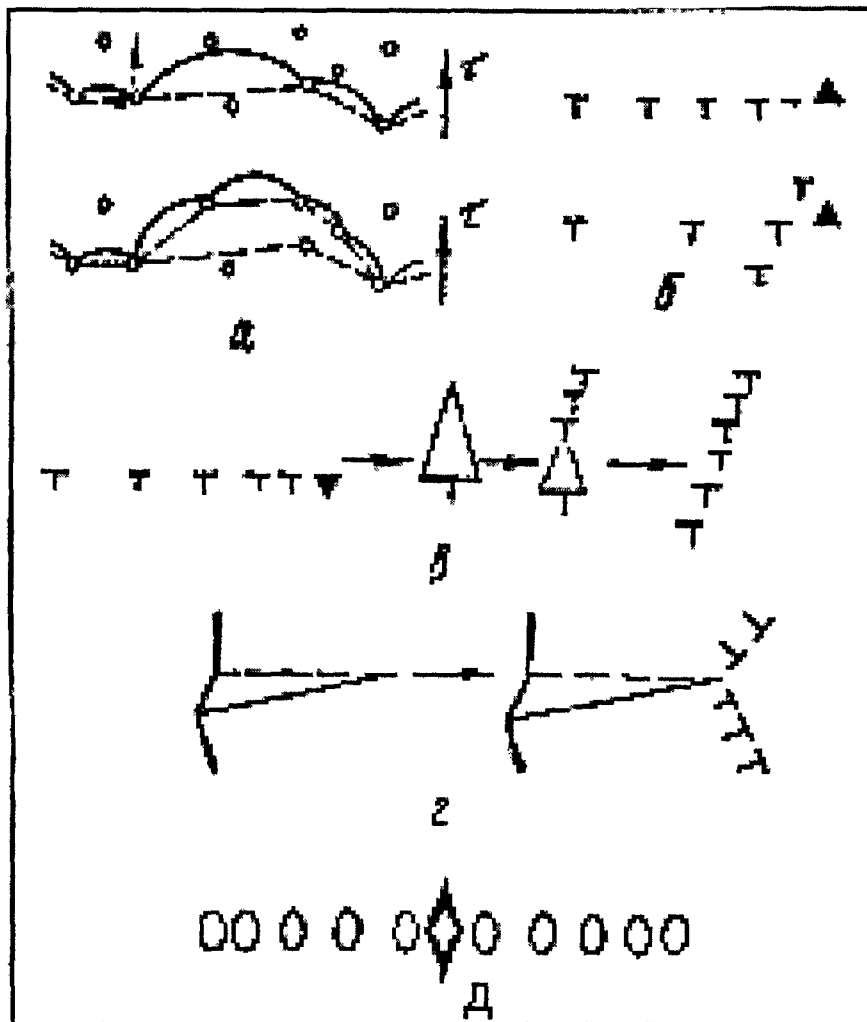


Рис. 3. Схема некоторых механизмов релаксации локальных перенапряжений
 а – смещение центров закрепления на дислокациях и их стопорение новыми,
 б – релаксация напряжений за счет перераспределения дислокаций у скоплений,
 в – превращение микротрещины в дислокационную стенку, г – релаксация напряжения
 в устье клиновидного двойника за счет испускания дислокаций, д – растворение пор
 за счет испускания дислокационных петель вакансионного типа.

Систематические исследования влияния отпуска под нагрузкой на свойства различных сталей были проведены в ЦНИИЧМ им. И.П. Бардина. В качестве примера на рис. 4 представлены результаты исследований зависимости ширины линии $(211)_{\text{ка}}$ и механических свойств стали 40Х3СМ от температуры при отпуске без напряжения и под напряжением в макроупругой области [7]. Видно, что уменьшение ширины рентгеновских интерференций тем больше, чем выше приложенное напряжение. Наиболее значительное изменение ширины линии, пределов пропорциональности и текучести наблюдается после отпуска стали в температурной области 200–350° С. При этом повышение сопротивления течения стали после отпуска под нагрузкой не сопровождается заметным изменением относительного удлинения и сужения. Отпуск под нагрузкой сопровождается снижением микронапряжений $\Delta\sigma/a$ при всех температурах и тем больше, чем выше нагрузка (рис. 5). В процессе отпуска закаленной стали под нагрузкой, не превышающей предела текучести, можно получить тонкую кристаллическую структуру, отличную от структуры, образованной после обычного отпуска.

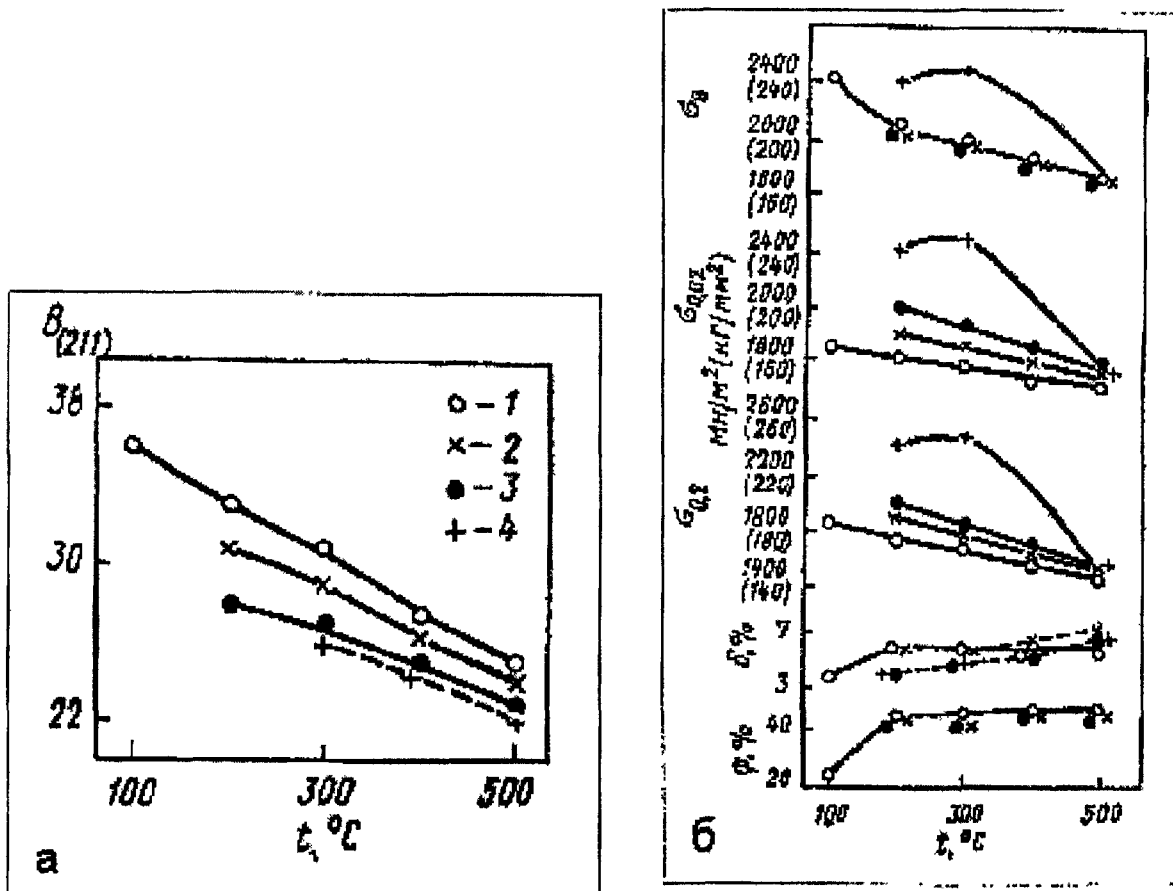


Рис. 4. Зависимость ширины интерференционной линии (а) от механических свойств (б) стали 40ХЗСМ от температуры отпуска без напряжения и под нагрузкой: 1 – без напряжения; 2 – $0,5\sigma_{0.2}$; 3 – $0,7\sigma_{0.2}$; 4 – $0,9\sigma_{0.2}$

Увеличение сопротивления пластическим деформациям, уменьшение склонности к хрупкому разрушению, полученного в результате отпуска под нагрузкой закаленной стали, по сравнению с обычным отпуском, было обнаружено и изучено на аустенитной стали типа 0,8X18N10T [8]. Аналогичные результаты отмечались и после знакопеременного воздействия [9]. Старение в упруго-напряженном состоянии под воздействием знакопеременного нагружения приводит к эффективному закреплению дислокаций атомами примеси. Как и после знакопеременного нагружения, так и после старения в упруго напряженном состоянии отмечалось выделение карбидов, уменьшение их размеров и равномерность распределения их по всему объему.

Отпуск под нагрузкой существенно влияет на характер структуры и кинетику ее формирования в стареющих сплавах, где выделение вторичной фазы сопровождается возникновением упругих искажений [10, 11]. Так отпуск монокристаллов сплава Ni-V в поле внешних упругих сжимающих напряжений приводит к значительному замедлению кинетики превращения тетрагональной упорядоченной фазы выделения Ni_3V относительно исходного твердого раствора [11]. Наблюдаемое явление авторы связывают с понижением коэффициентов диффузии при всестороннем сжатии вследствие уменьшения концентрации вакансий.

$$\sigma, \times 10^7 \text{ Н/м}^2$$

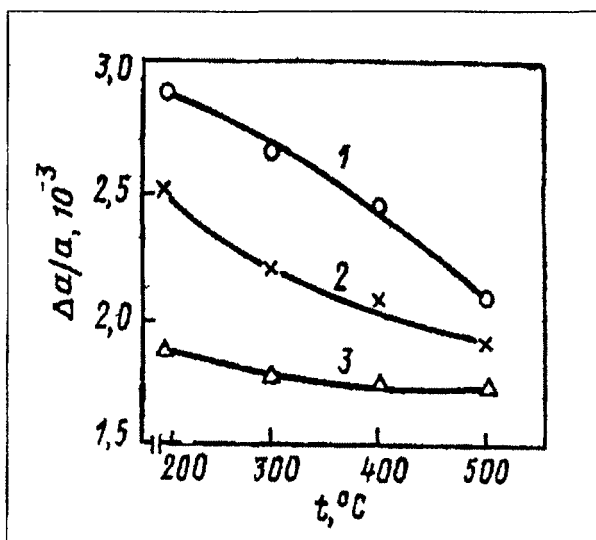


Рис. 5. Изменение величины микронапряжений $\Delta\sigma/a$ стали 40ХЗСМ в зависимости от температуры и нагрузки при отпуске: 1 – без напряжения; 2 – 0,5 $\sigma_{0,2}$; 3 – 0,7 $\sigma_{0,2}$.

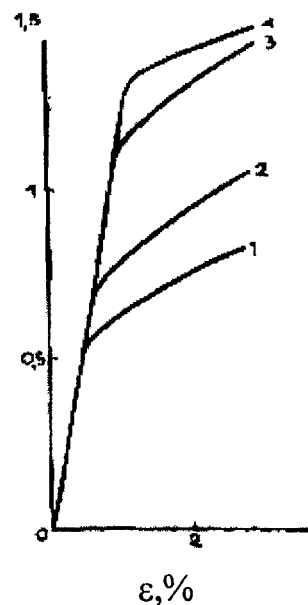


Рис. 6. Начальные участки диаграмм растяжения образцов чистого алюминия при 300 К исходного (1), закаленного от 770 К (2), 820 К (3) и 920 К (4).

Одной из особенностей структуры металлов и сплавов после отпуска под нагрузкой будет ориентированное перераспределение дефектов решетки. Это явление наблюдается у отожженных под нагрузкой закаленных образцов чистых металлов [3, 5, 12]. Во всех случаях при отжиге кристаллов в свободном состоянии вследствие наличия большого числа эквивалентных кристаллографических плоскостей и напряжений в решетке распределение дислокационных петель и других вторичных образований в объеме кристалла беспорядочное. Одноосное же приложение нагрузки в процессе отпуска кристалла с неравновесной концентрацией дефектов решетки или пресыщенного твердого раствора способствует разделению энергетических состояний в расположении комплексов на группы с меньшей симметрией, чем симметрия решетки в свободном состоянии. Теория процесса ориентированного перераспределения дефектов при отжиге под нагрузкой позволяет объяснить возможность диффузионно-дислокационной пластичности за счет диффузионной переориентации дислокационных петель и частиц выделений в пространстве упругонапряженных кристаллов. Как показали экспериментальные исследования, данные представления о протекающих процессах хорошо согласуются с полученными результатами на чистых металлах [13]. Повышение предела текучести после быстрого охлаждения от высоких температур происходит за счет повышения концентрации вакансий [14]. Однако явно выраженное упрочнение отмечается после дальнейшего температурно-временного старения (рис. 6). Изучение кинетики взаимодействия точечных дефектов с дислокациями проводилось на закаленных образцах от высоких температур с последующей деформацией на малую степень (до 0,5%) при низких температурах, но достаточных для процесса перераспределения вакансий [15, 16]. Из приведенных диаграмм (рис. 7), видно, что последующее применение механико-термической обработки способствует существенному приросту напряжения течения (рис. 7, кривая 4). Закалка с предплавления температур способствует созданию высокой концентрации в металле точечных дефектов, а деформирование на малую степень (0,2÷0,6) в температурной области незначительной диффузионной подвижности и последующий отжиг при оптимальной температуре способствуют энергетически выгодному перераспределению закалочных дефектов и созданию термически устойчивой дефектной структуры [17].

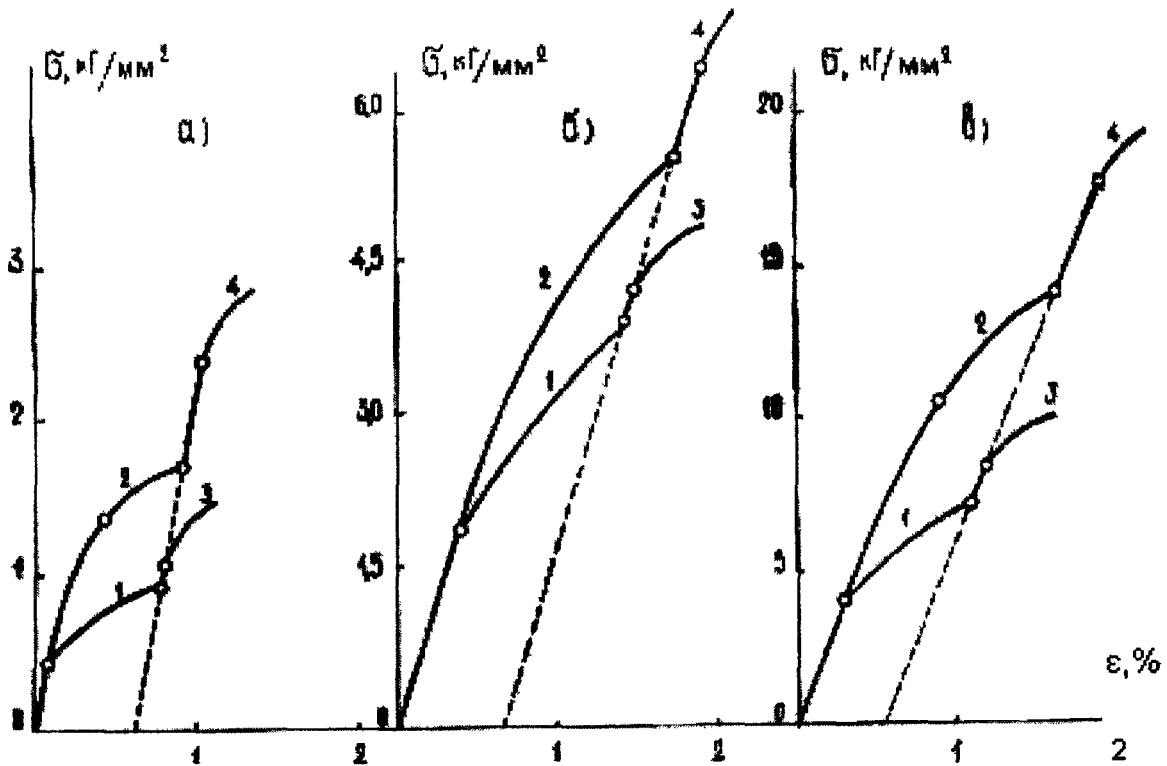


Рис. 7. Начальные участки диаграмм растяжения алюминия (а), меди (б) и никеля (в):

1 – исходные образцы с последующим отжигом; 4 – закаленные от 923 К (а), 1323 К (б), 1573 (в);
 3 – деформированные на 0,5 % при 77 К исходные образцы с последующим отжигом, 4 – закаленные с последующим деформированием при 77 К на 0,5 % и отожженные при повышенных температурах.

Изменение предела текучести зависит от многих факторов, в том числе от чистоты металлов, времени и температуры старения, скорости и величины предварительной деформации (рис. 8).

ПРОГРАММНОЕ УПРОЧНЕНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.

В реальных кристаллических материалах существует целый спектр потенциальных барьеров для зарождения и перемещения движущихся дислокаций, являющихся элементарными носителями сдвиговой деформации. Среднее значение распределения стартовых напряжений дислокаций в кристаллах определяется взаимодействием их с точечными дефектами и их комплексами, а дисперсия этого распределения – внутренними дальнедействующими полями напряжений всего ансамбля имеющихся дефектов – барьеров для движущихся дислокаций. Для примера на рис. 9 приведена типичная гистограмма стартовых напряжений дислокаций в кристаллах каменной соли [18].

$$\sigma, \times 10^7 \text{ Н/м}^2$$

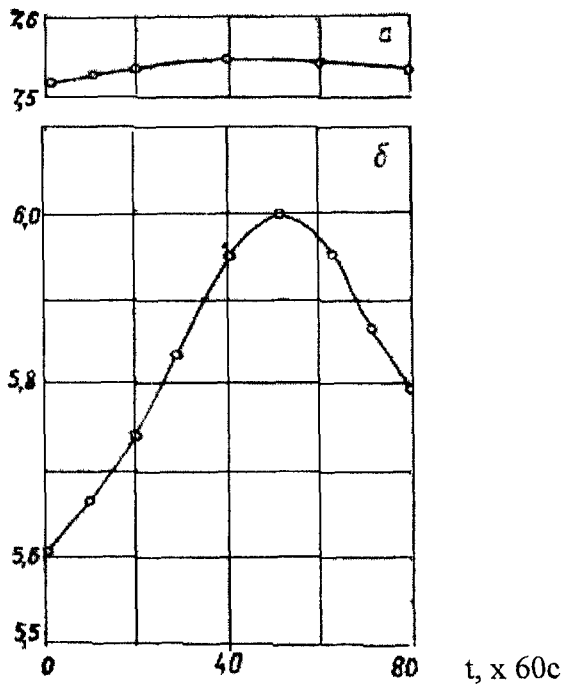


Рис. 8. Зависимость прироста напряжения течения закаленного алюминия технической чистоты от времени старения при 77К после быстрого (а) и медленного (б) нагружения до $\epsilon = 0,5\%$

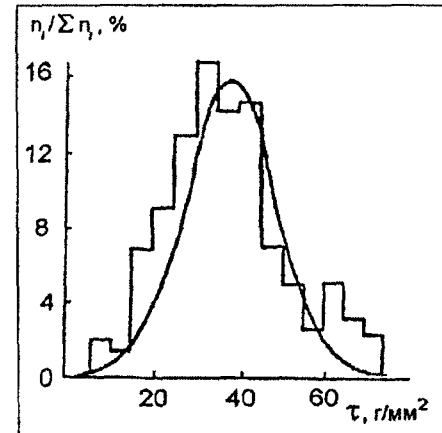


Рис. 9. Типичная гистограмма стартовых напряжений дислокаций в кристалле каменной соли [18]

Для релаксации локальных напряжений и залечивания всего спектра неоднородностей Р.И. Гарбером, И.А. Гиндиным и И.М. Неклюдовым было предложено произвести отжиг, отпуск, старение материалов и изделий из них под плавно возрастающей с определенной скоростью нагрузкой в макроупругой области деформации в условиях, близких по температурным и силовым режимам к эксплуатационным [19]. При этом должно соблюдаться постоянное равенство между внутренним сопротивлением деформированного материала и величиной плавно возрастающей нагрузкой. Такое термомеханическое воздействие было названо программным нагружением, а достигаемое при этом упрочнение – программным упрочнением.

При программном нагружении благодаря медленно возрастающей внешней нагрузке, с одной стороны, вскрывается спектр слабых мест, а с другой, при определенной температуре отпуска и скорости нагружения, происходит упрочнение этих мест за счет диффузионного потока точечных дефектов, частичного перераспределения, закрепления и аннигиляции подвижных дислокаций. Некоторые из схем программного нагружения образцов и изделий представлены на рис. 10, 11.

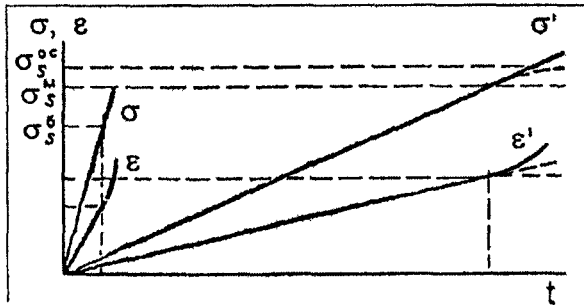


Рис. 10. Схема быстрого ($\sigma(t)$, $\varepsilon(t)$) и программного ($\sigma^1(t)$, $\varepsilon^1(t)$) нагружения при отпуске под нагрузкой: σ_s^6 , σ_s^M , σ_s^{OC} – соответственно значения пределов текучести после быстрого нагружения и отпуска, после медленного нагружения и программного нагружения в процессе отпуска.



Рис. 11. Определение скорости программного нагружения с помощью ступенчатой релаксации напряжений с выходом на начало установившейся стадии на каждой ступени нагружения: σ_0^n – начальное напряжение, выше которого нагружение необходимо вести по данной программе.

Основное условие реализации программного нагружения заключается в соблюдении на каждом уровне нагрузке равенства между растущим внешним усилием и внутренним сопротивлением материала деформированию, что находит свое выражение в постоянстве скорости макроупругой деформации на всем протяжении времени программирования (рис.10). Наблюдавшаяся с некоторого момента времени по достижении определенного значения напряжения тенденция к ускорению деформации указывает на необходимость прекращения нагружения или его продолжения с убывающей по определенному закону скоростью, изменение которой отмечено пунктирной линией.

Для экспериментального определения режима программного нагружения можно использовать метод ступенчатой релаксации с выходом на каждой ступени нагружения на начало установившейся стадии. Линия, проведенная через начальные точки установившихся стадий кривых ступенчатой релаксации, соответствует необходимому изменению нагрузки со временем при программном режиме нагружения (рис. 11). Важно отметить, что этот способ одновременно регистрирует тот уровень напряжения σ_0^n , начиная с которого нагружение нужно вести с малой скоростью по соответствующей программе.

Скорость программного нагружения можно определять и по характерным зависимостям внутреннего трения, электросопротивления и других свойств, однозначно связанных со скоростью и степенью протекания диффузионных процессов в металлах под нагрузкой. В частности, Л.Н. Лариков с сотрудниками [20, 21] с целью повышения конструкционной прочности сосудов высокого давления программное нагружение производили со скоростью, находящуюся в пропорциональной зависимости от скорости изменения теплосодержания и удельного объема материала.

На рис.12 и 13 представлены схемы установок, используемых для осуществления программного упрочнения готовых изделий – тонкостенных труб из высокопрочного алюминия и коромысел гироскопов из металлокерамического бериллия. В установке (рис.12) упрочняемая труба 1 помещается в специальную камеру 4, в которой программное изменение давления масла осуществляется перемещением дросселя 9 с помощью рычага 13 с движущимся с определенной скоростью груза 14. В несколько модифицированном виде установка (рис. 13) позволяет по заданной программе через рычажную систему передавать усилия на изделие 17.

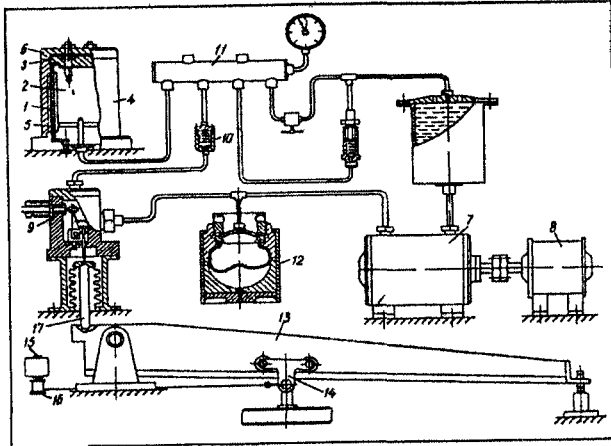


Рис. 12. Схема установки для программного нагружения тонкостенных труб.

Программное упрочнение можно осуществлять при термическом, механико-термическом, радиационном воздействиях, при термоциклировании, вибрационном воздействии, знакопеременном нагружении. Во всех случаях интенсивность механико-термической активации должна обеспечивать «вскрытие» спектра слабых мест в объеме упрочняемого объекта и их упрочнение путем «залечивания» [22].

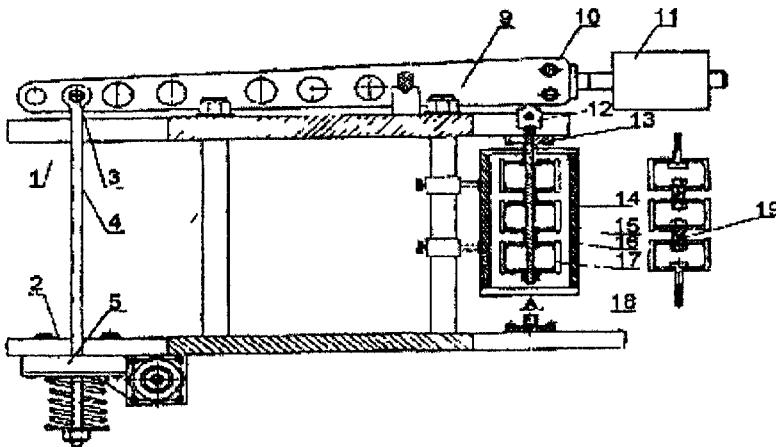


Рис. 13. Установка рычажного типа для программного нагружения цепочки корпусов (17) гироскопов из металло-керамического бериллия.

Результаты теоретических и экспериментальных исследований закономерностей изменения структуры и свойств металлов и сплавов с неравновесной концентрацией точечных дефектов создаваемых закалкой, облучением, ультразвуковым воздействием, позволили установить новые эффективные способы направленного формирования структуры и свойств кристаллических тел, расширить возможности программного упрочнения металлов:

- термо-механическое упрочнение чистых металлов, заключающееся в закалке с предплавиельных температур, низкотемпературном деформировании и старении в напряженном состоянии в температурной области III стадии отжига [23];
- радиационно-термомеханическое упрочнение, заключающееся в отжиге, отпуске, старении облученных материалов в напряженном состоянии;
- совмещение программного нагружения материалов с периодическим или непрерывным действием малоинтенсивных ультразвуковых колебаний (рис. 14, а) или термоциклирования (рис. 14, б).

Исследования физико-механических свойств и структурных изменений кристаллических тел в процессе и после программного нагружения в макроупругой области деформаций выявили следующие основные механизмы; ответственные за повышение структурного совершенства, улучшение комплекса свойств материалов:

- изменение индивидуальных свойств (стартовых напряжений, средней длины свободных сегментов, скорости движения, степень расщепления и конфигурации дислокаций) (рис. 15);
 - снижение общей плотности подвижных дислокаций благодаря уходу на границы раздела и взаимодействию с точечными дефектами, их комплексами и друг с другом (рис. 16);

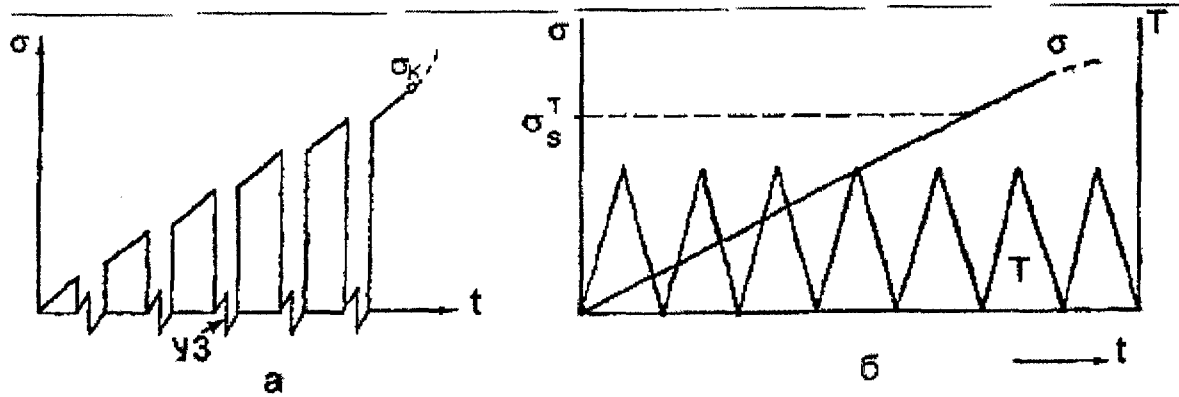


Рис. 14. Схема обработки образцов, сочетающей программное нагружение и периодическое включение ультразвука (а) и термоциклирования (б)
 σ_s^T – предел текучести материала при максимальной температуре термоциклирования.

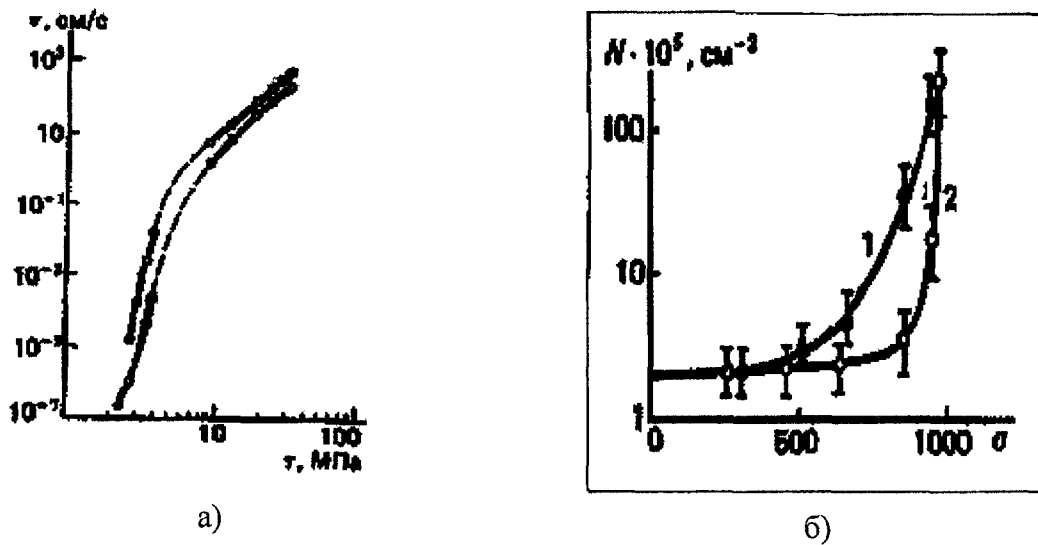


Рис. 15. Зависимости скорости движения дислокаций (а) и величины стартовых напряжений (б) дислокаций в отожженных (1) и программно упрочненных (2) кристаллах LiF [3].

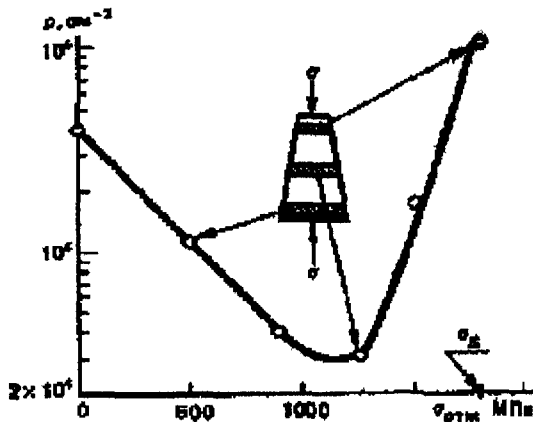


Рис. 16. Зависимость плотности дислокаций от величины конечного напряжения при программном нагружении кристаллов LiF при 600°C [5].

- перераспределение дислокации в местах их скопления и релаксация напряжений в области структурной и фазовой неоднородностей вследствие протекания микродвиговых и диффузионных процессов,
- залечивание и растворение пор и микротрещин,
- ориентированное перераспределение дислокационных петель, частиц выделения в объеме упрочняемого материала (рис 17).
- снижение электросопротивления кристаллических материалов (рис 18)

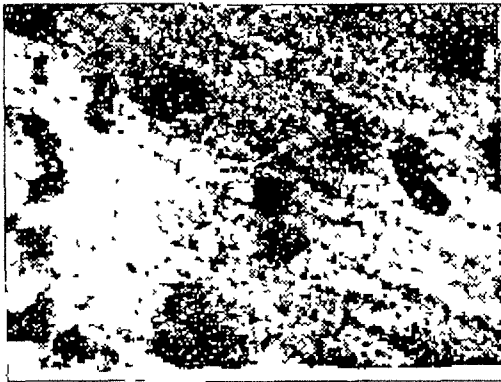


Рис 17. Распределение частиц нитрида титана в образцах облученного в реакторе технического титана при программном нагружении

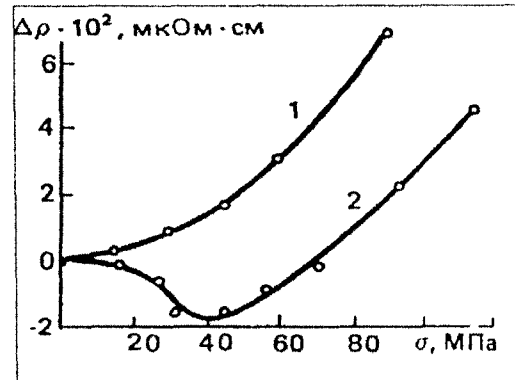


Рис 18. Изменение прироста электросопротивления образцов никеля при 77 К в зависимости от величины напряжения, приложенного при 200°C со скоростями 10 (1) и $2 \cdot 10^1$ К/(мм² · час)

Необратимые процессы перераспределения дефектов в энергетически выгодные по южения и релаксация напряжений в местах локальных перенапряжения при программном нагружении приводят к снижению внутренней энергии системы, повышению упругих характеристик и подавлению склонности к хрупкому разрушению материалов (рис 19, 20)

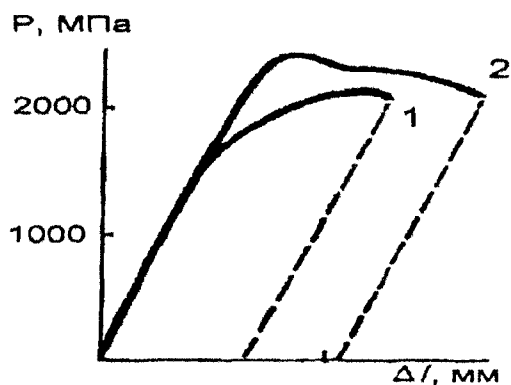


Рис 19. Типичные диаграммы разрыва образцов стали 40ХН5С в исходном (1) и программно упрочненном (2) состоянии при комнатной температуре [3]

Характерные особенности материалов, прошедших программно-упрочняющую обработку

- существенное улучшение прочностных и пластических характеристик,
- повышение термической устойчивости структуры и свойств металлов,
- повышение электрофизических характеристик и степени изотропности свойств,
- повышение релаксационной стойкости и сопротивления ползучести материалов,
- подавление эффекта Баушингера и повышение угалостной прочности,
- снижение плотности дислокаций в ионных и полупроводниковых кристаллах

Проведенные широкомасштабные исследования в лабораторных и полупромышленных условиях позволили рекомендовать отпуск в напряженном состоянии как один из перспективных технологических процессов обработки конструкционных материалов и изделий из них в условиях, близких к эксплуатационным. Теоретическое обоснование физической сущности процессов, протекающих в металлах и сплавах в результате программного воздействия, экспериментальные наработки позволили выделить этот способ обработки в самостоятельное направление в физическом материаловедении.

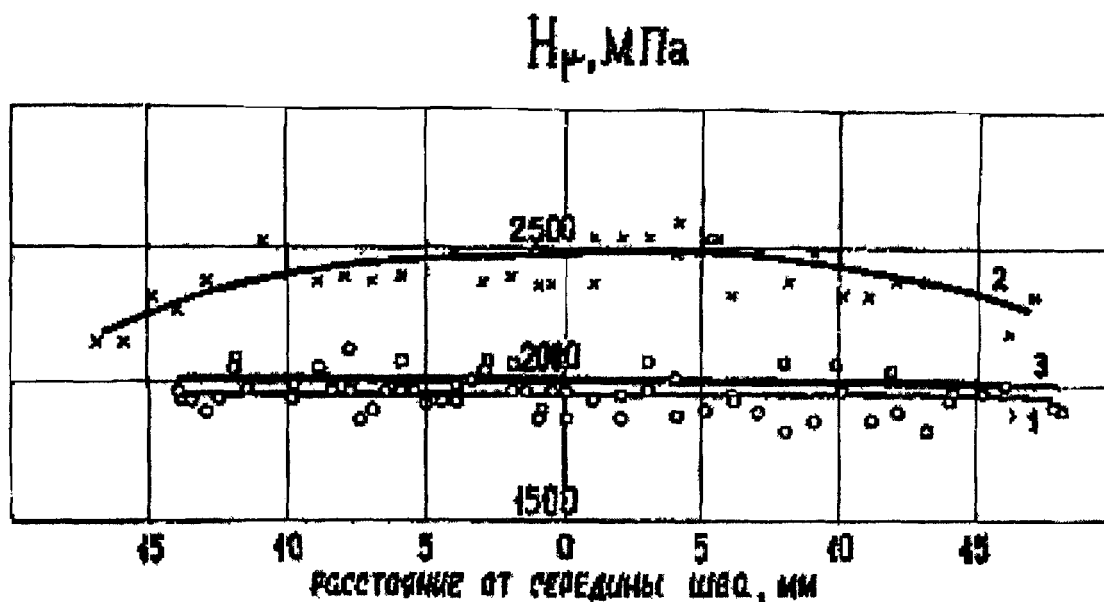


Рис. 20. Изменение микротвердости сварного соединения после различной обработки: 1 – исходное состояние; 2 – после программного нагружения; 3 – образец-свидетель [25].

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА ЭФФЕКТЫ ЗАКАЛОЧНОГО И ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ

Большие перспективные возможности в создании устойчивой структуры с заданными физико-механическими свойствами заложены в программном воздействии на микролегированные редкоземельными элементами металлы.

В научных исследованиях и в практическом материаловедении широко применяется легирование металлов и сплавов редкоземельными элементами (РЗЭ). В частности, хорошо изучено влияние редкоземельных элементов на металлы с ГЦК-решеткой [26-28]. К наиболее важным последствиям введения РЗЭ в металлы и сплавы относятся: взаимодействие с газовыми и некоторыми «вредными» примесями и очистка матрицы и границ зерен от них; повышение пластических характеристик материала и снижение температурного порога хрупкости; повышение температуры рекристаллизации, увеличение степени дисперсности кристаллизующихся фаз; изменение структурно-фазовых характеристик; повышение стойкости к коррозионному и радиационному воздействию.

Особый интерес представляют исследования, позволяющие создавать условия целенаправленного управления процессами взаимодействия микролегирующих примесей со структурой материала. Такие исследования были проведены на меди микролегированной иттрием в процессе закалочного и деформационного воздействия [29].

С целью повышения эффекта, полученного от микролегирования меди, была применена механико-термическая обработка, заключающаяся в деформации исходного материала прокаткой до различных степеней с последующим отжигом.

На рис. 21 и 22 представлены результаты исследований чистой (МВЭ) и микролегированной (ММВ) добавками иттрия (0,01 и 0,02 %) меди.

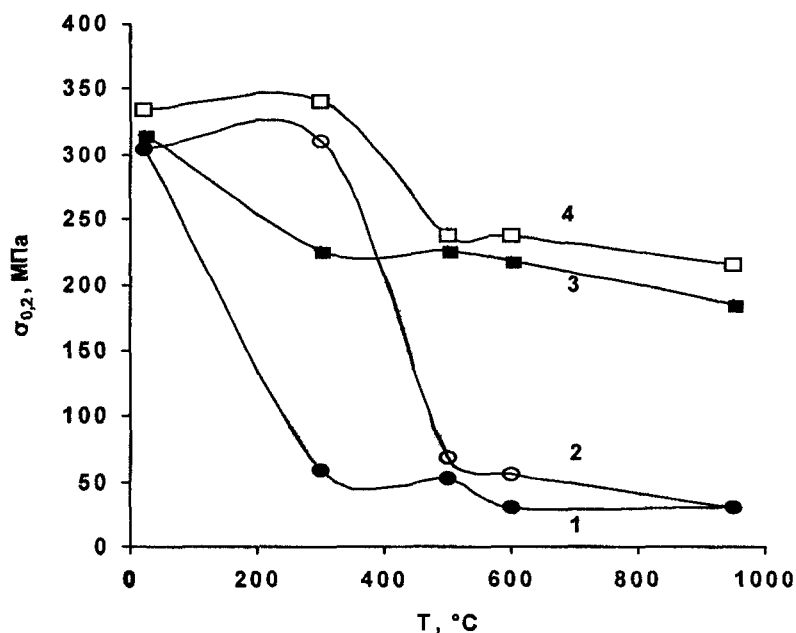


Рис. 21. Зависимость предела текучести $\sigma_{0,2}$ (1- МВЭ, 2 - ММВ с 0,02% иттрия) и предела прочности σ_A (3 - МВЭ, 4 - ММВ) от температуры отжига для образцов чистой и микролегированной меди. Предварительная деформация 40% .

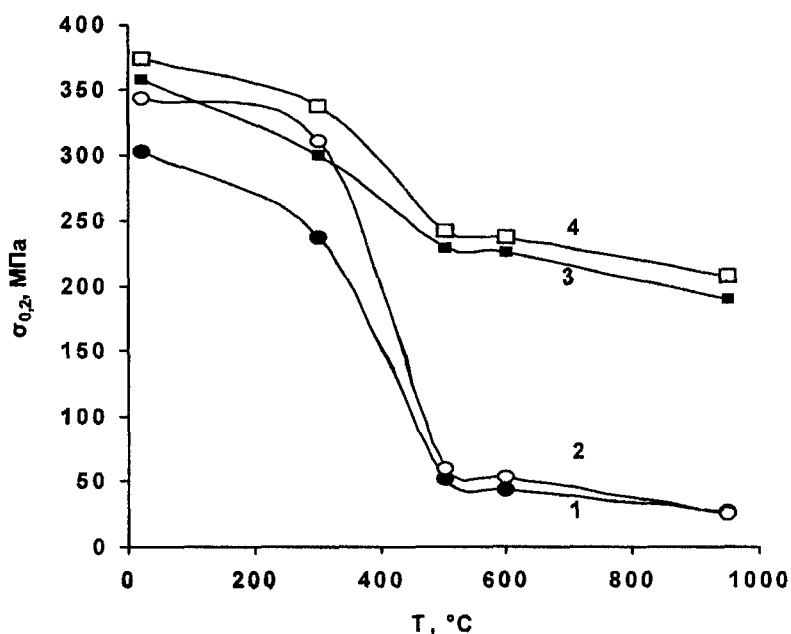


Рис. 22. Зависимость предела текучести $\sigma_{0,2}$ (1- ММВ с 0,01%, 2 - ММВ с 0,02% иттрия) и предела прочности σ_A (3 - ММВ с 0,01% , 4 - ММВ с 0,02% иттрия) от температуры отжига образцов. Предварительная деформация 60% .

Обнаружено, что при температуре 300 °С в предварительно деформированных прокаткой на 40-60% [30] и легированных иттрием на 0,02% образцах меди отмечаются заметные отклонения предела текучести $\sigma_{0,2}$ и прочности σ_A в сравнении с другими параметрами воздействия (рис. 21). По всей вероятности при этой температуре диффузионные процессы вносят заметный вклад в закрепление дислокаций атомами иттрия. Однако пластичность остается все еще низкой.

Наибольшее различие предела текучести меди с различной концентрацией легирующей примеси отмечено в области температур ниже $0,3 T_{пл}$ (рис. 22). Это связано с изменением дислокационной структуры образцов, процессами взаимодействия дислокаций с примесными элементами и изменением протяженности и состояния границ. Атомы иттрия под действием упругих полей вокруг дислокаций образуют примесные атмосферы Коттрелла, которые способствуют их стопорению. С повышением концентрации примеси число закрепленных дислокаций возрастает. Температура отжига также влияет на степень закрепления дислокаций. Так, при температуре отжига ниже оптимальной для выбранного режима обработки диффузионные процессы развиты слабо и их роль в создании оптимальных механических параметров материала незначительна. При температурах выше оптимальной температуры отжига возможна разблокировка дислокаций от атомов примеси, что способствует повышению их подвижности и разупорядочению структуры металла.

В сравнении с деформацией в процессе закалки от высоких температур в объеме металла образуются вакансии и их комплексы [31].

Упрочнение ГЦК-металлов после закалки обусловлено стопорением дислокаций за счет образования на них ступенек и порогов, атмосфер Коттрелла в результате упругого взаимодействия с ними вакансий и их комплексов. При наличии в меди примеси замещения – атомов иттрия – пространство около атомов примеси становится энергетически выгодным для размещения вакансий, т.е. в кристалле появляется большое число стоков вакансий. Поэтому в микролегированной меди по сравнению с чистой медью МВЭ наблюдается уменьшение величины закалочного упрочнения вследствие ухода закалочных вакансий (табл., рис. 23).

Таблица

Предел текучести исходной и закаленной чистой и микролегированной меди

Тип меди	Температура испытаний, К	σ_s , МПа исходной меди	σ_s , МПа закаленной меди	$\Delta\sigma$, МПа
МВЭ	77	78	93	15
ММВ		79	91	12
МВЭ	196	50	64	14
ММВ		62	73	11
МВЭ	300	34	47	13
ММВ		47	56	9
МВЭ	400	32	45	13
ММВ		46	55	9
МВЭ	500	28	39	11
ММВ		44	54	10

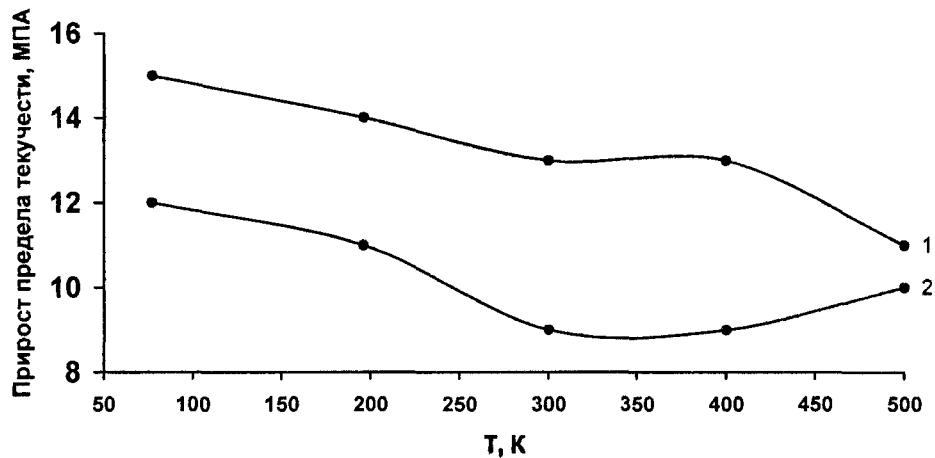


Рис. 23. Температурная зависимость прироста предела текучести закаленных образцов чистой (1) и микролегированной иттрием (2) меди.

Как следует из полученных экспериментальных данных, влияние микролегирования меди иттрием на прочностные характеристики зависит от многих факторов. Сравнение полученных характеристик медных образцов, подвергнутых предварительному деформированию на большие величины или закалочному воздействию от предплавиельных температур, позволило предположить о наличии различных механизмов. Это, в свою очередь, влияет на создание структуры [32].

Таким образом, результаты исследований объясняются результатом взаимодействия атомов легирующего элемента с закалочными вакансиями и с дислокациями, возникшими в процессе деформации. Это дает возможность подбором редкоземельных элементов, их процентного содержания в объеме металла и путем воздействия на их расположение методами программного упрочнения создавать структуру с заданными физико-механическими свойствами.

Список литературы

1. Одинг И.А. О роли дислокаций в процессе ползучести. Изв. АН СССР: Сер. ОТН, № 2, 1948, с. 1795 – 1802.
2. Неклюдов И.М., Камышанченко Н.В. Физические представления о путях повышения прочности кристаллических тел // Исследование механического сопротивления материалов и конструкций / Сб. научных трудов МИСИ им. В.В. Куйбышева. – М.: Т. 5, вып.20, с. 80 – 114.
3. Гуляев Б.Б. Камышанченко Н.В., Неклюдов И.М., Паршин А.М., Пряхин Е.И. Структура и свойство сплавов. – М.: Металлургия, 1993. – 317 с.
4. Гарбер Р.І., Неклюдов І.М., Стародубов Я.Д. Дослідження з фізики міцності та пластичності. ННЦ ХФТІ. УФЖ, 1998, Т.43, № 9, с. 1073-1086.
5. Гиндин И.А., Неклюдов И.М., Физика программного упрочнения. Киев.: Наукова Думка, 1979. – 184 с.
6. Конобеевский С.Т. К теории фазовых превращений // Диффузия в твердых растворах под влиянием распределенных напряжений / ЖЭТФ, Т.13, вып.6, 1943, с. 200 – 214.
7. Алексеева Л.Е., Саррак В.И. и др. Отпуск под напряжением закаленной стали // Проблемы металловедения и физика металлов. – М.: Металлургия, 1972, № 1. с. 182 – 190.
8. Камышанченко Н.В., Сальников И.И., Ольшанский Ю.А. Влияние низкотемпературной деформации и отпуска под нагрузкой на металлические свойства стали 08X1810T // Энергомашиностроение, 1983, № 4, с.26 – 28.

9. Гиндин И.А., Неклюдов И.М., Нетесов В.И., Старолат М.П. Влияние знакопеременного нагружения на мартенситное превращение аустенитной стали // Проблемы прочности, 1976, № 9, с. 76 – 78.
10. Тяпкин Ю.Д., Гаврилова А.В., Васин В.Д. Особенности формирования структуры сплавов никель-бериллий, медь-бериллий в процессе отпуска под нагрузкой. ФММ, 1975, Т. 39, в № 5, с.1007 – 1014.
11. Носова Г.И., Полякова Н.А., Тяпкин Ю.Д. Влияние отпуска в поле внешних напряжений на структуру стареющего сплава Ni-V. ФММ, 1989, Т. 68, вып. № 5, с. 947 – 952.
12. Рожанский В.Н., Захаров Н.Д., Слезов В.В., Осипов Г.А. Диффузионно-дислокационная пластичность, обусловленная переориентацией дислокационных петель. ФТТ, 1975, Т. 17, № 2, с. 381 – 388.
13. Камышанченко Н.В. Создание упрочненного состояния металлов путем программного механико-термического воздействия // Диссертация на соискание ученой степени доктора. Санкт-Петербург. С.-ПетГУ, 1992, 338 с.
14. Maddin R., Cottrel A. Quench Hardening in Aluminium Single Crystals // Phil.Mag. 1955., v.46, № 376, p. 735 – 743.
15. Гиндин И.А., Неклюдов И.М., Камышанченко Н.В., Бобонец И.И. Деформационное старение чистого алюминия, закаленного с предплавильной температуры // Физика металлов и металловедение, 1972, Т. 33, вып. 4, с. 787 – 793.
16. Гиндин И.А., Неклюдов И.М., Камышанченко Н.В., Бобонец И.И. Старение закаленного алюминия после деформирования на малую степень при температуре 77К // Известия высших учебных заведений. Физика, 1971, № 12, с. 77 – 82.
17. Камышанченко Н.В., Неклюдов И.М. Упрочнение чистых металлов путем закалки и деформационного старения // Проблемы прочности, 1975, № 5, с. 111 – 113.
18. Предводителев А.А. Анализ возможностей построения теории упрочнения из опытов с дислокациями // Физика деформационного упрочнения монокристаллов. К.: Наукова Думка, 1979, с. 74 – 106.
19. Гарбер Р.И., Гиндин И.А., Неклюдов И.М. Способ термомеханической обработки изделий из металлов и сплавов // Авт. Св-во 161793 СССР. Открытия. Изобретения, 1964, № 8, с. 40.
20. Гнучев В.С., Воскресенская Н.Л., Лариков Л.Н., Филина Г.В. Влияние напряжения на залечивание микротрещин в высокопрочной закаленной стали при отпуске // Металлофизика, 1975, вып.6, с. 64 –66.
21. Лариков Л.Н., Гуревич М.Б., Францевич Н.С. Способ механико-термической обработки изделий // А. С. № 345212(СССР). Бюл. Изобретений, 1972, с. 13-18.
22. Гиндин И.А., Неклюдов И.М., Камышанченко Н.В., Слезов В.В., Кононыхин В.А.. Способ термомеханической обработки металлов // Авторское свидетельство № 692904, 1977, 4 с.
23. Гиндин И.А., Неклюдов И.М., Камышанченко Н.В. Бобонец И.И. Способ термомеханической обработки чистых металлов. Авторское свидетельство 378532, 1973, 4 с.
24. Камышанченко Н.В., Неклюдов И.М., Поскочей А.Н. Влияние циклической закалки на сопротивление деформированию алюминия и никеля // Труды Тульского политехнического института. – Тула: ТПИ, 1986, с.148 – 151.
25. Гиндин И.А., Чиркина Л.А. Яес А.А. и др. Программное упрочнение сварных соединений из сплава циркония с 2,5% ниобия // ВАНТ. Серия общая и ядерная физика. 1984, вып. 1(3), с. 35 –39.
26. Савицкий Е.М. Перспективы развития металловедения. – М.: Наука, 1972. – 128 с.
27. Елесина О.П., Селиванов М.В. Роль кальция и РЗЭ в формировании структуры и свойств стали. Обзорная информация // Серия: Металловедение и термическая обработка. – М., 1985. – 27 с.

ФИЗИКА ПРОГРАММНОГО УПРОЧНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

28. Буравихин В.А., Прытов М.В., Демиденко В.С. О роли структуры ближайшего окружения атомов РЗМ в явлении модифицирования // Изв. АН СССР. Металлы, 1984, № 1, с. 69-71.

29. Беленко И.А. Влияние микролегирования меди иттрием на эффекты закалочного и деформационного упрочнения: Дисс... канд. физ.-мат. наук. – Белгород, 2000. – 144 с.

30. Неклюдов И.М., Воеводин В.Н., Шевченко С.В., Камышанченко Н.В., Беленко И.А. Изменение структуры деформированной чистой и микролегированной иттрием меди при отжиге // Научные ведомости БГУ. – Белгород: Изд-во БГУ. – 1997. – № 2. – с. 44-51.

31. Беленко И.А. Влияние микролегирования меди иттрием на величину закалочного упрочнения: Материалы докладов VII конференции стран СНГ // Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов. – Белгород, 1997. – С. 99-101.

32. Неклюдов И.М., Воеводин В.Н., Шевченко С.В., Рыбалко В.Ф., Камышанченко Н.В., Беленко И.А., Беленко В.А. Структура и свойства микролегированной иттрием меди // ВАНТ. Сер. ФРП и РМ. – Харьков, 1998, вып. 3 (69), с. 119-121.

PHYSIC PROGRAM HARDENING OF MATERIALS

by I.M.Neklyudov, N.V.Kamyshanchenko, I.A.Belenko

Institute of Solid State Physics, Materials Science and Technologies,
National Centre of Science
of the Ukrainian Physicotechnical Institute, Akademicheskaya St., Kharkov 61101 Ukraine;

Belgorod State University, 85 Pobedy St., Belgorod 308015 Russia

The learning about durability and plasticity of solid states is one of the main aspects in development of scientific ideas of durability and plasticity. Creation of scientific foundations of durability and plasticity of crystal materials has allowed to establish the reasons behind small durability in comparison with the theoretically calculated one. All this made for perfecting and developing new ways of obtaining and processing constructional materials. In order to increase a set of physical and mathematical properties of materials and products made of them there have been offered various processing technologies. Among them there are the methods of program hardening that can be used as a finishing technological operation.