

ДИСЛОКАЦИОННО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ФАКТОРОВ УПРОЧНЕНИЯ И ПУТИ ДАЛЬНЕЙШЕГО ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ

В. С. ИВАНОВА

(Поступило 10 ноября 1966 г.)

Развитие техники непрерывно связано с повышением рабочих параметров машин и агрегатов, что, в свою очередь, требует дальнейшего упрочнения существующих металлов и сплавов и создания новых материалов, обладающих высокими механическими свойствами. Ещё 10—15 лет тому назад казалась фантазией возможность получения металлов с прочностью, в сотни раз превосходящей прочность существующих металлов. Действительно, использование двух основных способов упрочнения металлических материалов — легирования и термической обработки, а также их сочетание позволили повысить прочность машиностроительных материалов всего в 8—10 раз. Это составляет всего лишь доли процента от теоретической прочности, которую следует ожидать, исходя из сил межатомной связи.

Большой скачок в реализации скрытых резервов прочности металлических материалов был достигнут за последние годы. Прежде всего удалось показать принципиальную возможность получения металлов с прочностью близкой к теоретической. Правда, это было достигнуто пока только на объектах весьма малых размеров (диаметром несколько микрон), обладающих ультравысокой прочностью. Так, нитевидные кристаллы железа показали прочность более 1000 кг/мм², хрома — 800 кг/мм², окиси алюминия — 1200 кг/мм² и др. Напомним, что прочность технического железа на разрыв составляет всего 25—30 кг/мм². Таким образом, мы видим почти 100-кратное повышение прочности по сравнению с массивным материалом.

Основные направления в области создания высокопрочных материалов могут быть сформулированы на основе дислокационно-энергетического анализа факторов упрочнения.

§ 1. Дислокационно-энергетический анализ факторов упрочнения

Перспективность дислокационно-энергетического анализа при рассмотрении процессов разрушения и упрочнения металлов была показана ранее Одингем И. А. [1].

Как известно, процесс пластической деформации связан с упрочнением и разупрочнением металла. При перемещении дислокации в данной плоскости скольжения и ее выходе на поверхность образуется ступенька высотой равной вектору Бюргерса b .

Разрядка n дислокаций приводит к образованию ступеньки высотой nb . Пластическое деформирование, связанное с выходом дислокаций на поверхность, есть акт разупрочнения, т. к. при этом образуется поверхностное повреждение в виде ступеньки (рис. 1а).

Если же при действии приложенного напряжения дислокации не выходят на поверхность, а задерживаются в металле (рис. 1б), то такая деформация приводит к упрочнению, если плотность задержанных дислокаций не превышает критической [2]. При достижении же критической плотности дислокаций наступает разрушение локального объема металла,

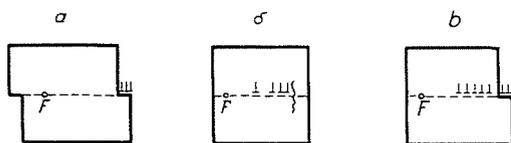


Рис. 1. Дислокационная модель пластичных и хрупких кристаллов

поглотившего удельную энергию предельной величины, в результате накопления критической плотности дислокаций [2]. Поскольку при деформировании в одно и то же время происходят процессы разрядки дислокаций в результате выхода их на поверхность и задержки дислокаций у препятствий (рис. 1в), то, следовательно, процесс пластической деформации неизменно связан с упрочнением одних объемов металла и разупрочнением других.

В предельном случае удельная энергия, затрачиваемая на процесс пластической деформации до разрушения, определяемая величиной A_p , расходуется, с одной стороны, на упрочнение $A_{упр}$ и связана с дислокациями и другими дефектами, порождёнными в процессе деформации и задержанными в металле, а с другой стороны, на повреждение $A_{повр}$ и связана с дислокациями и другими дефектами, порождёнными в процессе деформации и вышедшими на поверхность или аннигилировавшими в процессе образования трещин. Т. е.

$$A_p = A_{упр} + A_{повр} \quad (1)$$

В случае идеально-пластичных металлов (рис. 1а) все дислокации, образующиеся при деформации, выходят на поверхность, т. е. вся подводимая энергия переходит в тепло. Этот случай соответствует вязкому разрушению.

При деформации хрупких кристаллов дислокации не выходят на поверхность и задерживаются в металле (рис. 1б), т. е. $A_{пов} = 0$ и $A_p = A_{упр}$; трещины при этом образуются в результате достижения запасённой энергии предельной величины вследствие скопления критического числа дислокаций (в локальных объёмах металла). В реальных пластичных металлах разрушение носит вязко-хрупкий характер, т. е. $A_{упр} > 0$ и $A_{пов} > 0$ (рис. 1в), причём материал тем пластичнее, чем больше дислокаций выходит на поверхность, т. е. чем больше $A_{пов}$. Соотношение вышедших и задержанных дислокаций, т. е. доли $A_{упр}$ и $A_{пов}$, зависит от условий деформирования, а суммарная величина удельной энергии $A_p = A_{пов} + A_{упр}$ является постоянной*, зависящей от сил связи в решётке данного металла. Величина A_p , как это было показано нами ранее [5], может быть рассчитана по данным термодинамических констант. В случае пластичных металлов величина A_p близка к энергии предельной деформации, определяемой экспериментально по методу [3] или L. Gillemot — G. Sinay [4]. В недавней работе Gillemot [6] было показано, что по величине удельной энергии предельной деформации можно рассчитать прочность совершенных кристаллов.

В соответствии с соотношением (1), для максимального использования сил связи данного материала необходимо создание такого структурного состояния, которое обеспечивало бы максимальную задержку дислокаций и минимальный их выход на поверхность.

Способы задержки дислокаций в металле при деформировании можно условно разделить на 2 группы:

1) создание внутренних дислокационных барьеров (границы зёрен, двойники, границы раздела фаз, лес дислокаций, мелкодисперсные выделения и др.) и

2) создание внешних дислокационных барьеров (упрочнённые поверхностные слои, окисные плёнки, покрытия).

Рассмотрим способы создания указанных барьеров и их эффективность.

§ 2. Термо-механическая обработка как средство создания эффективных внутренних дислокационных барьеров

Известно, что монокристаллы обладают низким сопротивлением деформации. Это указывает, что основная часть подводимой энергии рассеивается в результате выхода дислокаций на поверхность металла. Создание на пути движения дислокаций препятствий в виде границ зёрен увеличивает запасённую энергию, т. к. границы зёрен являются эффективным барьером для задержки дислокаций.

* Если рассматривается объем, ответственный за разрушение.

Другими эффективными барьерами для движения дислокаций являются границы раздела фаз, двойники, дислокации, расположенные в других системах скольжения, мелкодисперсные выделения и т. п. При равномерном распределении в деформируемом металле препятствий можно обеспечивать задержку большей части дислокации и как следствие этого резкое повышение прочности.

Весьма важным методом получения структуры металла с большим числом равномерно-распределённых внутренних дислокационных барьеров является термомеханическая обработка (ТМО), получившая развитие в последние годы. ТМО связана (рис. 2): 1) с аустенизацией и последующим

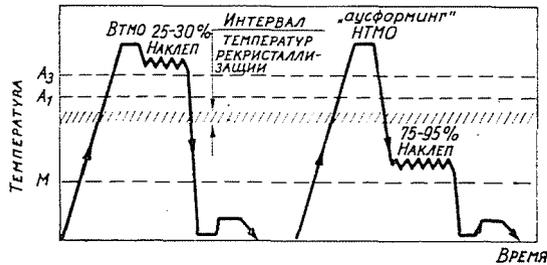


Рис. 2. Схема термомеханической обработки: а) высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО); б) низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО)

интенсивным наклёпом в области существования высокотемпературной фазы выше или ниже температуры рекристаллизации, 2) быстрым охлаждением, в процессе которого наклёпанная или частично рекристаллизованная фаза претерпевает полиморфное превращение, 3) низкотемпературным отпуском.

Факторами, обеспечивающими эффективную задержку дислокаций при деформации упрочнённого путём ТМО материала, являются:

- 1) высокая плотность дислокаций,
- 2) измельчённые мартенситные иглы,
- 3) выпавшие частицы при дисперсионном твердении.

Как известно, ТМО способствует значительному улучшению комплекса механических свойств, причём важным обстоятельством является тот факт, что резкое повышение прочностных свойств стали при правильных режимах обработки не сопровождается снижением пластичности и ударной вязкости. ТМО повышает не только предел прочности и предел текучести, но также и увеличивает циклическую прочность. Так, после высокотемпературной ТМО предел усталости стали 55Х1Р по данным А. Г. Рахштадта и др. [7] (0,57% С; 0,36% Si; 1,03% Mn; 1,14% Cr; 0,057% Ti; 0,5% Ni и 0,0037% В) возрастает на 200% (рис. 3), а для легированной стали Н11 (0,4% С; 5% Cr; 1,3% Mo; 1% Si; 0,5% V) по данным Zackey и др. [8], достигнутое значение

предела усталости после низкотемпературной ТМО оказалось равным ~ 120 кг/мм², что является пока самым высоким показателем циклической прочности для стали.

Перспективность ТМО как упрочняющей обработки возросла после того, как была установлена возможность осуществления ТМО не только в условиях прокатки иковки, но также и путём таких широко распространённых в промышленности методов обработки как штамповка и поверхностный наклёп [9, 10]. Так, систематическими исследованиями, проведёнными на комбинате «Чепель» инженером Марко, показано, что после ВТМО в условиях штамповки предел прочности стали 50ХФА увеличивается до

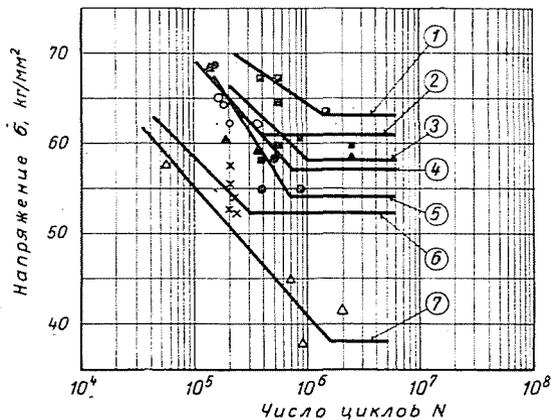


Рис. 3. Влияние высокотемпературной ТМО на циклическую прочность стали 55ХГР (1 — обжатие 15%; отпуск при 250° С; 2 — обжатие 25%, отпуск 250°; 3 — обжатие 50%, отпуск 250°; 4 — обжатие 50%, отпуск 300°; 5 — обжатие 50%, отпуск 400°; 6 — закалка, отпуск 520° С; 7 — закалка, отпуск 250° С)

230 кг/мм², т. е. оказывается выше на 15—20 кг/мм² предела прочности этой же стали после стандартной обработки. Увеличение прочности материала после ТМО, наряду с другими факторами, обусловлено резким увеличением плотности дислокаций в материале. Однако повышать плотность дислокаций в металле можно лишь до определённой величины, т. к. при достижении критической плотности дислокаций в локальных объёмах металла возникают трещины субмикроскопических и микроскопических размеров [2]. В ряде случаев возникновение субмикроскопических трещин ещё не приводит к снижению предела прочности, т. к. субмикроскопические трещины не являются концентраторами напряжений. Поэтому, несмотря на образование субмикротрещин, предел прочности с ростом плотности дислокаций ещё может возрастать. В то же время наличие трещин даже субмикроскопических размеров снижает такие характеристики конструкционной прочности материала как сопротивление усталости, сопротивление распространению трещины и т. п.

В этой связи представляется необходимым при использовании методов упрочнения, основанных на термопластическом воздействии, учитывать возможность «перенасыщения» дефектами локальных объемов металла и образования в процессе обработки повреждений в материале в виде субмикроскопических и микроскопических трещин. Весьма чувствительным методом определения оптимальной плотности дислокаций является сопротивление распространению трещин.

На рис. 4 приведены данные по изменению предела прочности, предела текучести и сопротивления распространению трещины в зависимости от степени деформации при высокотемпературной ТМО пружинной стали

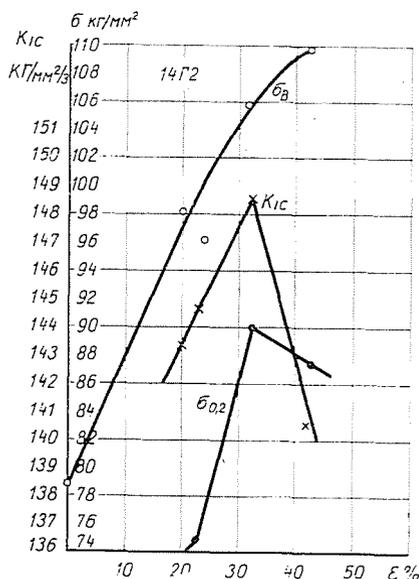


Рис. 4. Изменение предела прочности, предела текучести и сопротивления распространению трещины (параметр K_{1C}) в зависимости от степени обжатия при прокатке при 950° для стали 14Г2

14Г2 (хим. состав в %: С 0,16%; Мп 1,15%; Si 0,67%). Высокотемпературная ТМО заключалась в деформации в условиях прокатки при 950° на различную степень и последующей закалке в воде. Для определения сопротивления распространению трещины использовали критерий Irwin [11] K_{1C} , определяемый по формуле:

$$K_{1C} = K_0 \sigma_N \sqrt{D}, \quad (2)$$

где σ_N — номинальное разрушающее напряжение,

D — наружный диаметр образца с острым надрезом,

K_0 — коэффициент, зависящий от формы образца.

Из данных, представленных на рис. 4, можно видеть, что оптимальной степенью деформации в данном случае является деформация на 30% и хотя

при последующем увеличении деформации предел прочности возрастает, дальнейшее повышение прочности нецелесообразно, т. к. наблюдается резкое снижение сопротивления распространению трещины.

Таким образом, использованием критериев, характеризующих сопротивление распространению трещин, представляется возможным устанавливать рациональные режимы комбинированного термомеханического воздействия, приводящие к оптимальным конструкционным свойствам металлов и сплавов.

§ 3. Механико-термическая обработка как средство создания упорядоченной дислокационной структуры

После обычных режимов термической обработки распределение дислокаций в металле неоднородно, что приводит к неоднородности механических свойств. Путём сочетания пластической деформации на небольшую степень и последующего нагрева при температурах ниже температуры рекристаллизации представляется возможным создавать в металлах и сплавах упорядоченную дислокационную структуру типа полигонизации или ячеистую дислокационную структуру. Такая обработка получила название механико-термической (МТО) и в отличие от термо-механической она не связана с полиморфными или фазовыми превращениями [12].

В соответствии с теорией дислокаций вертикальный ряд дислокаций (расположение дислокаций одного знака друг под другом) более устойчив, чем горизонтальный (нагромождение дислокаций перед препятствием). Поэтому при определённых режимах нагрева деформированного металла происходит перегруппировка дислокаций с образованием полигональной структуры в виде вертикальных рядов дислокаций. При этом перераспределение дислокаций связано главным образом с восхождением дислокаций в результате притока или оттока вакансий к краю экстремальных плоскостей дислокаций. Этот процесс может происходить при таких температурах, когда самодиффузия протекает достаточно быстро.

Путём рационального сочетания предварительной пластической деформации на небольшую степень и последующего отжига при температурах ниже температуры рекристаллизации, т. е. с помощью механико-термической обработки (МТО), представляется возможным создавать в металлах и сплавах упорядоченную дислокационную структуру типа полигонизации или ячеистую дислокационную структуру, что позволяет существенно увеличить жаропрочность металлов и сплавов.

Эффект упрочнения при МТО сильно зависит от режима обработки. В лаборатории прочности Института металлургии им. А. А. Байкова [12] были проведены систематические исследования по влиянию технологических режимов МТО на упрочнение ряда конструкционных материалов:

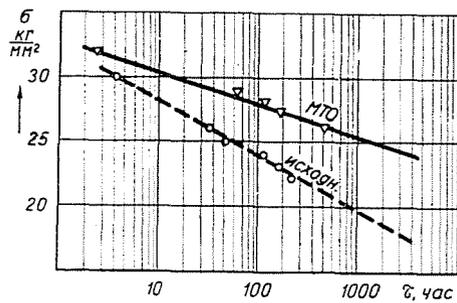


Рис. 5. Длительная прочность стали IX18H9 при температуре 600° в исходном состоянии и после механико-термической обработки ($\epsilon = 10\%$; $t = 600^\circ$; 100 час)

аустенитных сталей, жаропрочных Ni—Cr-сталей, титановых и других сплавов, показавших перспективность МТО для промышленного использования для упрочнения различных изделий.

Эффект упрочнения при МТО можно видеть на примере стали IX18H9 (рис. 5) по данным Одингга И. А. и Фридмана З. Г. [13]. Здесь приведены данные по длительной прочности для 2 состояний: 1) в исходном состоянии (нижняя кривая) после закалки в воде от 1150° С и стабилизации при 700° в течение 20 час; 2) после МТО в условиях растяжения на 10% при 600° с полигонизационным отжигом при 600°. После такой обработки получается структура, характеризующаяся равномерным распределением дислокаций, заблокированных атомами внедрения (рис. 6). При наличии такой струк-

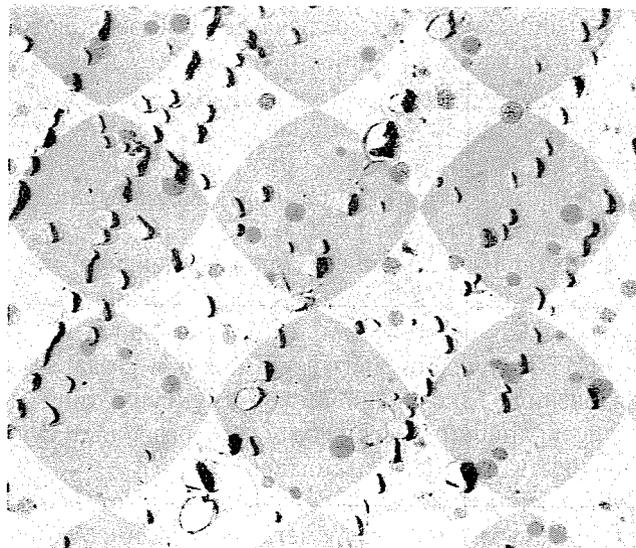


Рис. 6. Структура стали IX18H9 после механико-термической обработки (коллоидная реплика, оттенение хромом) $\times 11\ 000$

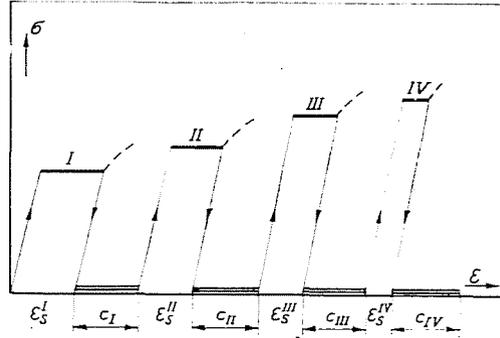


Рис. 7. Схема многократной механико-термической обработки $\epsilon_{сI}^I, \epsilon_{сII}^II, \epsilon_{сIII}^III, \epsilon_{сIV}^IV$ — деформация, соответствующая длине площадки текучести после I, II, III и IV цикла деформирования соответственно. $c_I; c_{II}; c_{III}; c_{IV}$ — выдержка при температуре старения после I, II, III и IV цикла деформирования

туры срок службы стали после МТО при напряжении 25 кг/мм² (рис. 5) с 50 час. увеличился до 1800 час, т. е. долговечность стали возросла почти в 40 раз, а предел длительной прочности на базе 1000 час увеличился с 20 до 25 кг/мм², что также является существенным.

Необходимо подчеркнуть, что после МТО повышается температура рекристаллизации на 200—300°, улучшаются такие механические свойства как сопротивление распространению трещины, сопротивление усталости, ползучести, релаксационная стойкость и т. п. Положительное влияние МТО на жаропрочные характеристики обусловлено рядом факторов и, в первую очередь, термической стабильностью получаемой дислокационной структуры и устойчивостью полигональных стенок действию термических флуктуаций металлов и сплавов с ГЦК-структурой.

Таким образом, механико-термическая обработка, приводящая к развитой полигональной структуре в металле, является перспективной обра-

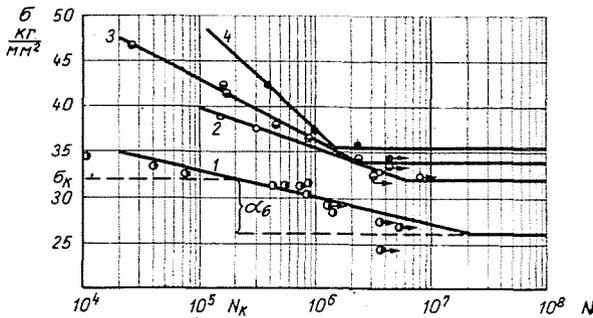


Рис. 8. Кривые усталости стали 3. 1 — в отожжённом состоянии; 2 — после трёхкратной МТО; 3 — после четырёхкратной МТО; 4 — после пяти- и шестикратной МТО

боткой для повышения жаропрочности металлов и сплавов и улучшения других механических свойств.

Для ОЦК-металлов, выявляющих при деформации площадку текучести, положительное влияние оказывает многократная механико-термическая обработка (ММТО), заключающаяся в многократной деформации металла на полную длину площадки текучести с промежуточным (после каждого цикла) старением (рис. 7). Этот метод, предложенный в Институте металлургии им. А. А. Байкова Одингом И. А., Ивановой В. С. и Гордиенко Л. К. [14], даёт увеличение предела текучести в случае малоуглеродистой стали на ~ 50 — 100% , по сравнению с отожжённым состоянием, и резко увеличивает циклическую прочность [15] и жаропрочность [16]. В случае

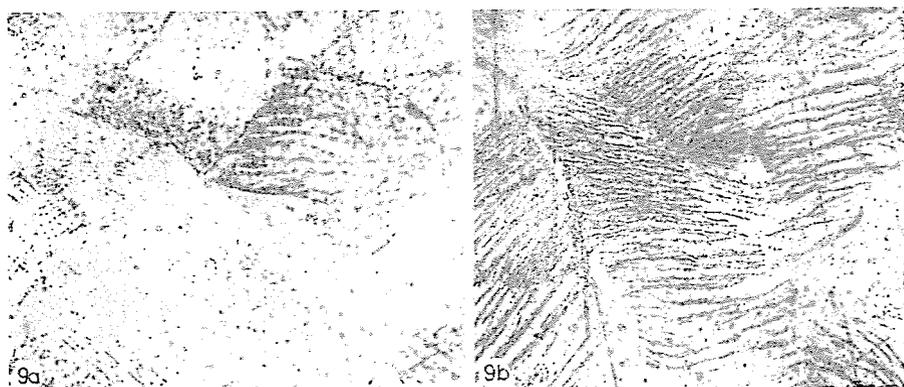


Рис. 9. Дислокационная структура армко-железа. а) после однократного растяжения на площадке текучести, б) после четырёхкратного растяжения на площадке текучести ($\times 500$)

стали 3, например, увеличение предела усталости происходит с 25 кг/мм^2 до 36 кг/мм^2 (по сравнению со стандартной обработкой) (рис. 8).

Такое повышение механических свойств малоуглеродистой стали связано, в первую очередь, с интенсивной задержкой дислокаций, возникающих при деформации. Это хорошо подтверждается исследованиями дислокационной структуры после различного числа циклов ММТО.

На рис. 9 показано распределение дислокационных фигур травления на поверхности отожжённого образца из армко-железа после растяжения на исходной (первой) площадке текучести (выявлены только те дислокации, которые возникли при деформации). Можно видеть, что после деформирования на площадке текучести выявляются скопления дислокаций в основном у границ зёрен (рис. 9а), в отдельных зёрнах наблюдается распределение дислокаций и по телу зерна. После четырёхкратной деформации на площадке текучести с промежуточным старением число задержанных дислокаций в металле резко возрастает, как это видно из данных, приведённых

на рис. 9б. В данном случае деформация была меньше, чем в первом случае, а плотность фигур травления значительно выше, также наблюдается более однородное распределение точек травления.

Активная задержка свежих дислокаций в металле после ММО связана с тем, что при наличии наклёпанных границ активно развивается множественное скольжение и эстафетная передача деформации от зерна к зерну, что является важным фактором ограничения поверхностной деформации. Это подтверждается данными по исследованию рельефа поверхности образцов в железе в отожжённом состоянии и после ММО.

Необходимо отметить, что в работе Ziaja в Будапештском Политехническом Университете на кафедре Gillemot было показано, что после однократного старения надрезанных образцов из малоуглеродистой стали наблюдается значительное понижение энергии предельной деформации (на 50% и более). Эти результаты указывают, что даже в результате однократного старения заметно повышается запасенная энергия вследствие взаимодействия задержанных дислокаций с примесями.

Таким образом, упрочнение границ зёрен является эффективным средством задержки дислокаций в металле и, как следствие этого, важным фактором упрочнения.

§ 4. Упрочнение поверхности

Известно, что при наличии поверхностной окисной плёнки механические свойства монокристаллов выше, чем при отсутствии её. Аналогичный эффект наблюдается при нанесении искусственных покрытий.

В соответствии с дислокационной теорией, можно утверждать, что упрочняющее влияние плёнок и покрытий обусловлено не только уменьшением действия окислительных процессов, но также и задержкой выхода дислокаций на поверхность, т. е. в результате действия поверхностных плёнок и покрытий как внешних дислокационных барьеров.

Практическое использование эффекта задержки дислокаций путём нанесения покрытия для увеличения прочности металлов ещё не нашло должного распространения. В настоящее время принято считать, что покрытия служат лишь как защита от вредного воздействия среды. Однако, помимо защитного действия, покрытие металлов прочными плёнками может явиться дополнительным фактором упрочнения, если эти плёнки способствуют задержке дислокаций в металле.

Как известно, нанесение окисных плёнок не всегда оказывается полезным, т. к. часто при нанесении покрытий не удаётся избежать остаточных напряжений растяжения. В этой связи представляется перспективным покрытие поверхности металлов и сплавов полимерными плёнками, выбирая такие полимеры, которые обладали бы хорошей сцепляемостью с ме-

таллом, высокой прочностью и эластичностью. Опыты, проведённые нами, показали, что для повышения циклической прочности при изгибе в случае алюминиевых сплавов, например, перспективным представляется использование наиритовых покрытий (наирит — это разновидность синтетического каучука).

В качестве примера на *рис. 10* показаны 3 кривых усталости: на воздухе, в вакууме (10^{-4} мм рт. ст.) и на воздухе образцов с наиритовым покрытием (толщина покрытия 0,15—0,25 мм при толщине образца 1 мм). Последняя серия образцов дала наибольшую циклическую прочность. На базе

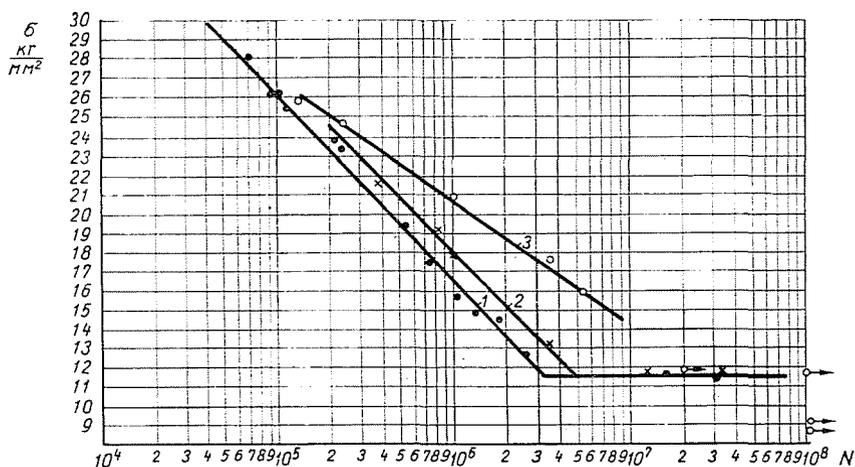


Рис. 10. Кривые усталости. ● 1 — образцов без покрытия в среде воздуха; × 2 — образцов без покрытия в вакууме; ○ 3 — образцов, покрытых наиритом в среде воздуха

$3 \cdot 10^6$ циклов значение предела ограниченной выносливости для образцов на воздухе без покрытия составляло 12 кг/мм², в вакууме — 13,5 кг/мм² и для образцов с наиритовым покрытием — 18 кг/мм², т. е. по сравнению с непокрытыми образцами на воздухе увеличение предела усталости составило 50%, а по сравнению с образцами, испытанными в вакууме — 32%.

Наблюдаемое повышение циклической прочности (на базе $3 \cdot 10^6$ циклов оно составляет порядка 50%) обусловлено действием нескольких факторов. По-видимому, вулканизация наиритового покрытия не вызывает остаточных напряжений растяжения. Кроме того, вследствие высоких упругих свойств наиритовой плёнки даже при значительных амплитудах напряжения наиритовое покрытие не растрескивается. Это приводит к надёжной защите алюминиевого сплава от окислительного воздействия среды воздуха. Кроме того, возможно, что на границе наиритовое покрытие — металл получается переходный слой, обеспечивающий сдерживание части дислокаций под поверхностью, что, в свою очередь, может приводить к развитию

множественного скольжения и явиться дополнительным фактором упрочнения.

По-видимому, наиболее эффективное влияние внешних дислокационных барьеров на прочность должно наблюдаться в случае покрытия тонких сечений.

Помимо искусственных покрытий, упрочнение может быть достигнуто и путём изменения структуры поверхностного слоя, например, путём наклёпа поверхности. Этот метод, как известно, получил широкое промышленное применение для повышения циклической прочности деталей машин, благодаря работам советских исследователей — проф. И. В. Кудрявцева, проф. Н. П. Зобнина, Школьника Л. М. и др.

В случае поверхностного наклёпа плотность дислокаций во внешних слоях близка к предельному значению. В нижележащих слоях плотность

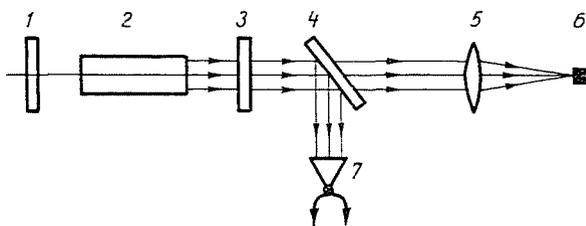


Рис. 17. Принципиальная оптическая схема облучения металла с помощью лазера. 1 — зеркало; 2 — кристалл рубина; 3 — зеркало; 4 — плоско-параллельное стекло; 5 — линза; 6 — облучаемый образец; 7 — термопарный калориметр

дислокаций тем ниже, чем больше расстояние от поверхности. Клубковые сплетения дислокаций в поверхностных слоях являются эффективным барьером для выхода свежих дислокаций на поверхность (образующихся в подповерхностных слоях).

Это является дополнительным фактором упрочнения, помимо остаточных напряжений сжатия, на важную роль которых указано в работах И. В. Кудрявцева [17].

Наконец, остановимся еще на возможном новом направлении — поверхностном упрочнении путём облучения лазером. Принципиальная оптическая схема для лазерного облучения представлена на рис. 17 [18]. Монохроматическое световое излучение от кристалла рубина 2 при помощи линзы 5 фокусируется на поверхность металлического образца 6. Общая энергия излучения за 1 выстрел измеряется с помощью термопарного калориметра 7. По данным Аверьянова Т. М., Миркина Л. и др. облучение стали (0,10% С) с помощью лазера приводит к образованию кратеров глубиной и диаметром 1,5 мм, причём твёрдость вблизи кратера резко возрастает и увеличивается с 200 ± 40 кг/мм² (для ферритного зерна) до 1000 ± 400 кг/мм². Природа повышения твёрдости ещё не ясна. Возможно, что под действием

коротких импульсов энергии высокой интенсивности происходят фазовые превращения с образованием ультрадисперсного мартенсита. Конечно, до практического использования квантовых генераторов для упрочнения поверхности металлов мы ещё далеки. Здесь потребуются большие экспериментальные работы, однако, не исключено, что облучение металла интенсивными световыми пучками может явиться в будущем эффективным технологическим методом упрочнения металлов и получения ультрадисперсной структуры, способной удерживать в металле образующиеся дислокации.

§ 5. «Замораживание» дислокаций — упрочнение взрывом

Обычное статическое растяжение проводят при скоростях деформации 0,002 до 20 сек⁻¹. В этом случае напряжение передаётся равномерно по всей длине образца. При скоростях нагружения порядка 10⁵ сек⁻¹ нагрузка уже не передаётся одновременно всем объёмом образца, а нагружение осуществляется через волну напряжения. Впереди ударного фронта скорость сжимающей волны превышает локальную скорость звука в материале. Когда ударная волна достигает свободной поверхности или другой среды с низким сопротивлением удару, она отражается как растянутая волна. При использовании ударных волн для упрочнения принимают меры для улавливания отражённых волн путём специальных ловушек импульса, так, чтобы отражённые волны получались вне образца. В этих условиях может быть достигнуто резкое увеличение прочности материала без заметного формоизменения. Это обусловлено как структурными изменениями, происходящими при взрыве, так и задержкой дислокаций в металле. При высоких скоростях деформирования, близких к звуковым, дислокации «замораживаются» в металле, т. к. скорость перемещения обычных дислокаций не может превышать скорости звука. Исследования Пашкова П. О. с сотрудниками [19], действительно, показали, что при упрочнении взрывом армко-железа плотность дислокаций возрастает до $6 \cdot 10^{11}$ 1/см², что близко к предельной плотности, достигаемой при термопластическом воздействии на металл, т. е. действительно при взрывном нагружении большая часть дислокаций, образующаяся при прохождении ударной волны, задерживается в металле.

В промышленных условиях упрочнение металлов с помощью взрывного воздействия еще не нашло широкого распространения, однако есть основания полагать, что упрочнение взрывом является весьма перспективным, в особенности для аустенитных сталей, обладающих достаточной пластичностью; менее пригодными для этих целей являются мартенситные стали [19].

§ 6. Волокнистые материалы

Все рассмотренные виды упрочнения в той или иной мере приводят, наряду с увеличением прочности, к охрупчиванию материала, т. к. связаны с насыщением металла дислокациями, являющимися носителями упругих искажений и аккумуляторами энергии.

В этой связи возникает ряд трудностей в использовании металлов и сплавов в высокопрочном состоянии в конструкциях.

Однако из этой, казалось бы, неразрешимой задачи в настоящее время найден реальный выход — это создание волокнистых материалов, представляющих собой композицию из мягкой матрицы и высокопрочных волокон, армирующих матрицу. Несомненно, такие материалы являются материалами будущего.

При деформировании волокнистых материалов основную часть нагрузки воспринимают высокопрочные волокна, а матрица служит, главным образом, для передачи нагрузки от одного волокна к другому.

Своеобразная структура и распределение нагрузки в волокнистых материалах дают им ряд преимуществ перед обычными сплавами:

1. В правильно построенных волокнистых материалах может быть реализована высокая, близкая к теоретической, прочность тонких волокон.

2. Возможно достижение высокой удельной прочности.

3. Волокнистые материалы в силу своей своеобразной структуры (высокопрочные волокна и мягкая матрица) обладают высоким сопротивлением распространению трещин, т. к. условия для распространения трещины весьма неблагоприятные: при разрыве, например, одного из волокон трещина будет «гаситься» мягкой матрицей. С другой стороны, если матрица будет содержать большое количество трещин, то металлическое волокно должно способствовать поддержанию сцепления в материале.

Кроме вышеуказанных, главным образом, прочностных свойств волокнистые материалы могут обладать также целым рядом чрезвычайно полезных для техники свойств: высокой химической и термической стойкостью, хорошим звукопоглощением и демпфирующей способностью, малой теплопроводностью, высокой жаростойкостью.

В настоящее время технология получения высокопрочных волокнистых композиций развивается в 2-х направлениях:

- 1) получение искусственных волокнистых материалов путём армирования пластичных металлов и сплавов высокопрочными волокнами (металлическими или керамическими); насыщение волокон может производиться в жидкой или твёрдой матрице. В последнем случае используется или метод спекания металлического порошка с волокнами упрочнителя, или метод прокатки в вакууме упрочняющей сетки волокон и листов матрицы;

- 2) получение естественных волокнистых материалов, в которых плас-

тическая матричная фаза армируется высокопрочными волокнами другой фазы. Это достигается или путём термической обработки метастабильных сплавов, приводящей к образованию ультратонких выделений, или путём создания эвтектических сплавов с контролируемой эвтектикой.

В обоих случаях выделенные волокнистые кристаллы являются высокопрочными усами, показывающими прочность, близкую к теоретической. Так, кристаллы хрома из эвтектики $\text{Cu}-\text{Cr}$ имеют предел прочности 700 кг/мм^2 [20].

Не имея возможности детально останавливаться на механических свойствах волокнистых материалов, приведём лишь некоторые примеры,

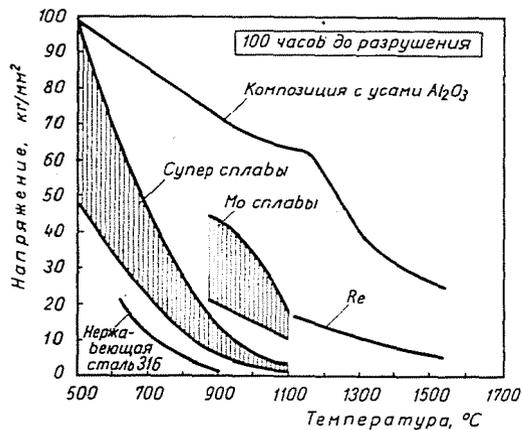


Рис. 12. Сопоставление температурной зависимости длительной прочности различных материалов с гипотетической композицией на основе металлическая матрица — усы Al_2O_3

показывающие большую перспективность этих материалов для новой техники.

На рис. 12 дано сопоставление механических свойств при повышенной температуре (длительная прочность) наиболее жаропрочных сплавов на основе Mo , Nb и Fe с гипотетической композицией металлическая матрица — усы сапфира (Al_2O_3) по данным Brenner [21]. Можно видеть, что расчётная прочность композиционного материала значительно превосходит прочность современных жаропрочных сплавов в особенности в интервале температур от 700° и выше. В настоящее время предполагается, что создание композиций с удельной прочностью в 10–20 раз выше прочности современных жаропрочных материалов является вполне реальной задачей.

В качестве другого примера можно привести данные, полученные в Институте металлургии АН СССР Агеевым Н. В., Петровой Л. А. и др. [22, 23] по упрочнению титанового β -сплава системы $\text{Ti}-\text{Mo}-\text{Cr}-\text{Fe}-\text{Al}$ волокнистыми выделениями α -фазы. Было установлено, что

путём закалки сплава из β -области от 800° и последующего старения при 550° , 15 час получается естественная волокнистая композиция: β -Ti-сплав (основа) и α -Ti-фаза, армирующая матрицу в виде объёмной сетки. Длина волокон при этом была более 2 мк, а диаметр — на порядок меньше.

Прочность сплава при этом увеличивается до 170 кг/мм^2 вместо 105 кг/мм^2 в закалённом состоянии при одновременном росте сопротивления распространению трещины.

Таким образом, металлы и сплавы обладают еще большим резервом прочности, реализация которого в недалеком будущем позволит существенно уменьшить вес конструкций и увеличить рабочие параметры.

Резюме

Возможности повышения прочности металлов рассматриваются на основе дислокационно-энергетического анализа. В статье рассматриваются методы обработки, с которыми возможно увеличить число оставшихся в кристаллах дислокаций или перераспределить их более благоприятно. Показано влияние поверхностных слоев на плотность дислокаций, внутри кристаллов. Рассмотрено влияние деформирования взрывом, при котором плотность дислокаций возрастает близко к предельной. Рассмотрены также некоторые свойства высокопрочных волокнистых композиций.

Литература

1. Одинг, И. А.: Известия Академии Наук СССР, ОТН, Metallургия и топливо, 1960, № 3, стр. 3.
2. Иванова, В. С.: Усталостное разрушение металлов. Metallургиздат, 1963 г.
3. MATTHAES, K. Z.: Metallkunde **53**, 265 (1962).
4. GILLEMOT, L., SINAY, G.: Acta Techn. Acad. Sci. Hung. **XXII**, 149 (1958).
5. Иванова, В. С., Рагозин, Ю. И.: Изв. Акад. наук СССР, Неорганические материалы, 1965, том I, № 10, стр. 1684.
6. GILLEMOT, L. F.: Proc. of International Conference on Fracture Sept., 12—17 (1965), Sendai, Japan.
7. Брон, Д. И., Рахштадт, А. Г., Левитес, И. И.: Metalловедение и термическая обработка металлов, 1963, № 4, стр. 30.
8. ВОРИК, F., JUSTUSSON, W. M., ZASKEY, V. F.: Trans. ASM, **56**, 327 (1963).
9. Похмурский, В. И., Карпенко, Г. В.: Физико-химическая механика материалов. 1965, № 1, стр. 20.
10. Бернштейн, М. Л., Калягина, Г. П.: Физико-химическая механика материалов, № 6, 1965, стр. 701.
11. IRWIN, G. R.: Proc. «Structural Mechanics», Pergamon Press, London, England, 1960-p. 510.
12. Иванова, В. С., Гордиенко, Л. К., Геминев, В. Н.: Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов. Изд-во «Наука», 1965 г.
13. Одинг, И. А., Фридман, З. Г.: Сб. «Исследования по жаропрочным сплавам», т. IX, Изд-во АН СССР, 1961, стр. 66; Изв. АН СССР, 1961, № 5, стр. 75.
14. Одинг, И. А., Иванова, В. С., Гордиенко, Л. К.: Доклады АН СССР, **160**, 321 (1965).
15. Иванова, В. С., Терентьев, В. Ф.: Вестник машиностроения **10**, 17 (1965).
16. Гордиенко, Л. К., Геминев, В. Н., Фридман, З. Г.: Metalловедение и термическая обработка металлов, 1966, № 5, стр. 14.
17. Кудрявцев, И. В.: Внутренние напряжения, как резерв прочности в машиностроении. ГНТИ Машиностр. литературы, Москва, 1951 г.

18. Аверьянова, Т. М., Миркин, Л. И., Пиляпецкий, Н. Ф., Рустанов, А. Р.: Журнал прикл. мех. и техн. физики **6**, 82 (1965).
19. Атрощенко, Э. С., Пашков, П. О. и Рядинская, И. М.: ФММ **19**, 797, 619 и 923 (1965).
20. Крафт, Р. W.: J. Metals. **18**, 192 (1966).
21. Brenner, S. S.: J. Metals **14**, 809 (1962).
22. Агеев, Н. В., Иванова, В. С., Петрова, Л. А.: Доклады АН СССР **171**, 45.
23. Агеев, Н. В., Глазунов, С. Г., Петрова, Л. А.: Металловедение и термическая обработка, 1966, № 12.