

Н.В. Камышанченко, А.В. Гальцев, И.Ю. Гончаров  
(Белгородский государственный университет),  
И.М. Неклюдов (ННЦ ХФТИ, Украина)

## Влияние эффекта Баушингера на механические свойства никеля от исходного структурного состояния

Приведены результаты исследования влияния эффекта Баушингера на механические свойства никеля марки Н0 от исходного структурного состояния. Все образцы были разделены на три исследовательские партии. Образованные по разным технологиям образцы подвергали изгибному знакопеременному нагружению с постоянной амплитудой вдоль цилиндрической поверхности при комнатной температуре. Во всех партиях независимо от исходного состояния структуры и остаточной деформации выявлены следы скольжения, плотность которых увеличивается с числом циклов знакопеременного нагружения. В образцах первой и второй партий с увеличением плотности следов скольжения образуются полосы скольжения с явно выраженными экструзивными и интрузивными характеристиками. Образцы третьей партии отличаются не только шероховатостью поверхности, но и глубиной следов скольжения. Полученные значения предела текучести позволяют утверждать, что предложенная технология деформационного старения способствует подавлению эффекта Баушингера и улучшает эксплуатационные характеристики, в частности долговечность.

**Ключевые слова:** эффект Баушингера, никель, деформационное старение, барьеры Ломера–Коттрелла

*The research results of the influence of Bauschinger's effect on the stress-strain properties of the nickel of mark H0 from the initial structural state are presented. All the samples were divided into three research lots. The samples, treated according different methods, were exposed to the bend alternating loading with the constant amplitude along the radial surface at the room temperature. In all the lots, regardless of the initial structural state and permanent deformation value, the sliding marks are discovered, the density of which increases with the number of cycles of the alternating loading. In the samples of the first and the second lots with the increase of the sliding density marks the strips of sliding with clear extrusive and intrusive features are revealed. The samples from the third lot are different in comparison with the first and the second not only by the roughness of the surface but also by the depth of the sliding marks. The obtained values of the yield stress allow to claim that the suggested method of strain ageing promotes the suppression of the Bauschinger's effect and improves the field-performance data, durability, in particular.*

**Key words:** Bauschinger effect, nickel, strain ageing, Lomer–Cottrell's barriers.

### Введение

Одним из наиболее важных достижений металлофизики в XX веке является достижение практически полного понимания микропричин эффекта Баушингера. Эффект Баушингера к настоящему времени обнаружен во всех металлах и сплавах, как в монокристаллах, так и в поликристаллах. Эффект Баушингера связывают с наличием остаточных напряжений в наиболее деформированных зернах металла, которые, складываясь с рабочими напряжениями при изменении знака нагружения, вызывают понижение пределов пропорциональности, упругости и текучести материалов.

Однако эффект не может быть объяснен только влиянием напряжений, существующих в зернах. Несомненно, определенную роль в поликристаллах играют напряжения, возникающие у границ зерен. Согласно современным представлениям, наблюдаемое деформационное упрочнение при знакопеременном нагружении может быть только в случае, если упрочнение при первоначальной деформации будет больше, чем упрочнение в противоположном направлении.

Проблеме увеличения долговечности и уменьшения влияния эффекта Баушингера при знакопере-

менных нагружениях на механические параметры уделялось и до настоящего времени уделяется постоянное внимание.

Одни из первых исследований, проведенные Хей и Джонесом [1], были посвящены изучению влияния среды на долговечность свинцовых образцов. Было показано, что долговечность свинцовых образцов при циклическом нагружении возрастает примерно в 10 раз в том случае, если их поверхность покрыть маслом или водой.

Гай и Сопвей исследовали другие металлы в вакууме и обнаружили сходные результаты. Проведенные Водсвортом и Хатчингсом испытания меди и алюминия в вакууме при  $1 \cdot 10^{-5}$  мм рт.ст. показали увеличение долговечности соответственно в 20 и 5 раз.

Если подвергнуть образец на стадии знакопеременного деформирования без упрочнения отжигу, то после проведенного отжига возникает новое упрочненное состояние. Если проводить отжиг достаточно часто, то можно получить непрерывно возрастающее упрочнение, при этом в образце больше не развиваются типичные усталостные полосы скольжения [1].

Авторы считают [2], что в металлах, обладающих способностью проявления эффекта Баушингера, на-

копленную деформацию в процессе монотонного растяжения (сжатия) можно определить аналитическим расчетом.

Разработаны и нашли применение технологические способы обработки, позволяющие если не погасить эффект Баушингера, то заметно подавить его влияние [3–5].

Настоящая работа посвящена изучению влияния структурного состояния на подавление эффекта Баушингера.

### Методика эксперимента.

#### Материал и оборудование исследования

Образцы из никеля чистотой 99,998 % в виде полосы были вырезаны из листа вдоль проката размером 50×10×1,5 мм и проходили отжиг при температуре 1273 К в течение 60 мин в вакууме (не ниже  $\approx 10^{-3}$  мм рт.ст.) с последующим остыванием с печью. Эти образцы в дальнейшем будут составлять первую исследовательскую партию. Вторую партию подвергали закалке от температуры 1373 К в воду с последующим погружением в жидкий азот до начала проведения эксперимента. Третья партия отожженных образцов подвергалась закалке с последующим деформированием с остаточной деформацией 2,0 % и последующим деформационным старением при комнатной температуре под нагрузкой  $\sigma_n = 0,5\sigma_{0,2}$  в течение 180 мин.

Образцы всех трех партий подвергали изгибному знакопеременному деформированию на цилиндрическом приспособлении с радиусом обжатия 35 мм в одностороннем направлении с цикловой нагрузкой от 1 до 14 циклов при комнатной температуре. Зерно исследовали при помощи оптического микроскопа ПОЛАМ с увеличением  $\times 170000$ . Поверхность исследовали при помощи сканирующего зондового микроскопа Smena-A.

#### Результаты эксперимента

Условия упрочнения при изгибе отличаются от условий упрочнения при сдвиге, растяжении и сжатии. Прежде всего, при изгибе упрочнение идет весьма быстро в начале деформации. Дальнейшее охватывающее сгибание образца вдоль цилиндрической поверхности с равномерной скоростью распространяет перемещение существующих и вновь образованных дислокаций до свободного торца.

Для всех трех партий характерны следующие особенности изменения предела текучести  $\sigma_{0,2}$  (табл. 1):

1) повышение прироста предела текучести наблюдается при нагружении до определенного числа циклов;

2) при достижении максимального значения прироста предела текучести происходит его снижение с дальнейшим увеличением числа циклов знакопеременного нагружения;

3) во всех партиях прирост предела текучести при равенстве числа циклов знакопеременного нагружения различается: больший прирост отмечается в третьей партии в сравнении со второй и особенно первой;

4) дальнейшее увеличение числа циклов знакопеременного нагружения приводит к интенсивному спаду приращения предела текучести в первой партии и уменьшению предела текучести во второй и особенно в третьей партии.

Образовавшаяся остаточная деформация в результате изгиба позволяет утверждать, что процессы воздействия на структуру исследуемых образцов при выбранных условиях знакопеременного циклического нагружения происходят при больших амплитудах напряжения (табл. 2).

Под действием знакопеременного нагружения в отдельных зернах независимо от способа обработки появляются тонкие следы скольжения и число их растет с увеличением числа циклов нагружения и амплитуды напряжения. При равенстве числа циклов нагружения число следов скольжения меняется в зависимости от исходного состояния: минимальное значение соответствует первой партии и возрастает для второй и третьей партий.

На рис. 1 представлены данные о состоянии поверхности трех партий при исходных значениях знакопеременного нагружения.

Видно, что во всех партиях, независимо от исходного состояния структуры и остаточной деформации, которая пропорционально возрастает по мере увеличения числа циклов при одинаковом радиусе изгиба 35 мм, выявлены устойчивые следы скольжения, плотность которых увеличивается во второй партии и особенно в образцах третьей партии. В первой партии некоторые следы скольжения имеют вид ряда точек, а не сплошных линий. В образцах третьей партии увеличивается не только плотность линий скольжения, а также следы скольжения различаются глубиной и шероховатостью поверхности. Отсутствуют и полосы скольжения, которые появляются уже в начальный период в партиях 1 и 2, на образцах которых линии и полосы скольжения часто лишены непрерывного характера и заканчиваются или начинаются зачастую на границах зерен. Такие полосы скольжения обычно служат источниками усталостных трещин.

Таблица 1

Изменение приращения предела текучести  $\sigma_{0,2}$  от числа циклов знакопеременного нагружения (радиус изгиба – 35 мм), МПа

n'/n''	Партия 1			Партия 2			Партия 3		
	$\sigma'_{0,2}$	$\sigma''_{0,2}$	$\Delta\sigma = \sigma''_{0,2} - \sigma'_{0,2}$	$\sigma'_{0,2}$	$\sigma''_{0,2}$	$\Delta\sigma = \sigma''_{0,2} - \sigma'_{0,2}$	$\sigma'_{0,2}$	$\sigma''_{0,2}$	$\Delta\sigma = \sigma''_{0,2} - \sigma'_{0,2}$
3/2	14,25	14,50	0,25	16,50	17,25	0,75	19,75	20,75	1,00
4/3	14,50	15,75	1,25	17,25	19,25	2,00	20,75	23,75	1,00
5/4	15,75	17,75	2,00	19,25	20,50	1,25	23,75	25,00	1,25
6/5	17,75	20,75	3,00	20,50	22,25	1,75	25,00	26,75	1,75
7/6	20,75	21,50	0,75	22,25	24,75	2,50	26,75	27,25	0,50
8/7	21,50	22,75	1,25	24,75	25,50	0,75	27,25	28,25	1,00
9/8	22,75	22,75	0	25,50	25,50	0	28,25	28,28	0,03
10/9	22,75	21,75	-1,00	25,50	25,00	-0,50	28,28	28,00	-0,28
12/10	21,75	20,50	-1,25	25,00	24,25	-0,75	28,00	27,50	-0,50
14/12	20,50	19,75	-0,75	24,25	23,00	-1,25	27,50	26,50	-1,00
16/14	19,75	16,65	-3,10	23,00	21,75	-1,25	26,50	25,25	-1,25
17/16	16,65	19,00	-2,35	21,75	20,00	-1,75	25,25	23,75	-1,50
20/17	19,00	16,05	-2,95	20,00	18,05	-1,95	23,75	22,00	-1,75

Обозначения:  $\sigma'_{0,2}$  и  $\sigma''_{0,2}$  – пределы текучести на предыдущем n' и последующем n'' циклах нагружения;  $\Delta\sigma$  – изменение  $\sigma_{0,2}$  соответствующих циклов.

Таблица 2

Остаточная деформация, образовавшаяся при знакопеременном изгибном нагружении (радиус изгиба – 35 мм)

n	Партия 1			Партия 2			Партия 3		
	$\sigma_a^{всрх}$ , МПа	$\epsilon$ , %	$\sigma_a^{ниж}$ , МПа	$\sigma_a^{всрх}$ , МПа	$\epsilon$ , %	$\sigma_a^{ниж}$ , МПа	$\sigma_a^{всрх}$ , МПа	$\epsilon$ , %	$\sigma_a^{ниж}$ , МПа
2	14,25	10,10	12,00	16,50	9,13	11,77	19,75	6,91	11,55
4	15,75	10,33	11,65	19,25	9,56	11,35	23,75	7,15	11,35
6	20,75	10,06	10,78	22,25	9,84	10,75	26,75	7,25	10,60
8	22,75	11,03	10,56	25,50	10,41	10,45	28,25	7,80	10,34
10	21,75	11,39	9,75	25,00	10,79	10,05	28,00	8,17	10,00
12	20,50	11,39	9,55	24,25	11,02	10,00	27,50	8,40	9,88
14	19,75	11,81	9,25	23,00	11,54	9,90	26,50	8,90	9,55
16	16,65	12,24	8,99	21,75	11,52	9,88	25,25	9,19	8,98
20	16,50	13,23	8,78	20,00	12,17	9,55	23,75	9,52	8,75

Обозначения:  $\sigma_a^{всрх}$  и  $\sigma_a^{ниж}$  – верхнее и нижнее значения напряжения  $\sigma_{0,2}$  механического гистерезиса при полном нагружении;  $\epsilon$  – остаточная деформация при полном нагружении.

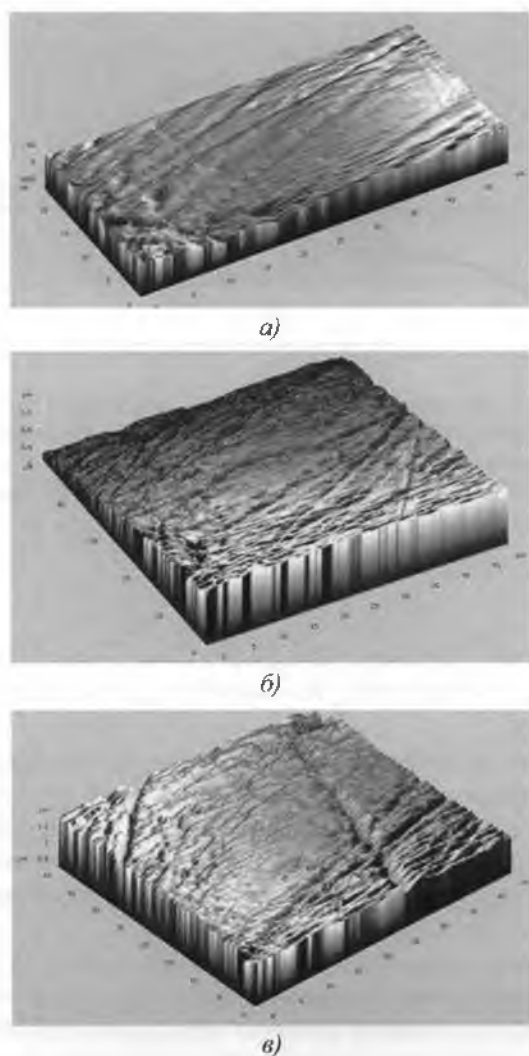


Рис. 1. Сравнение состояния поверхности ( $\times 170000$ ) макро-структуры со следами следов скольжения в образцах первой (а), второй (б) и третьей (в) партий при знакопеременном изгибном деформировании

По мере увеличения числа циклов нагружения число следов и полос скольжения увеличивается, что ведет к существенному нарушению рельефа поверхности. Особенно это характерно для первой партии (рис. 2).

После достаточно большого числа циклов полосы сдвига приводят к образованию поверхностных трещин зерна. Это характерно для всех партий, но глубина их зависит от исходного структурного состояния (рис. 3).

Как видно из рис. 1 и 2, плотность линий скольжения и полос сдвига на них имеет одинаковый порядок. Следовательно, если плотность линий скольжения и полос сдвига достаточна для создания заметного упрочнения в одной партии, она оказывается

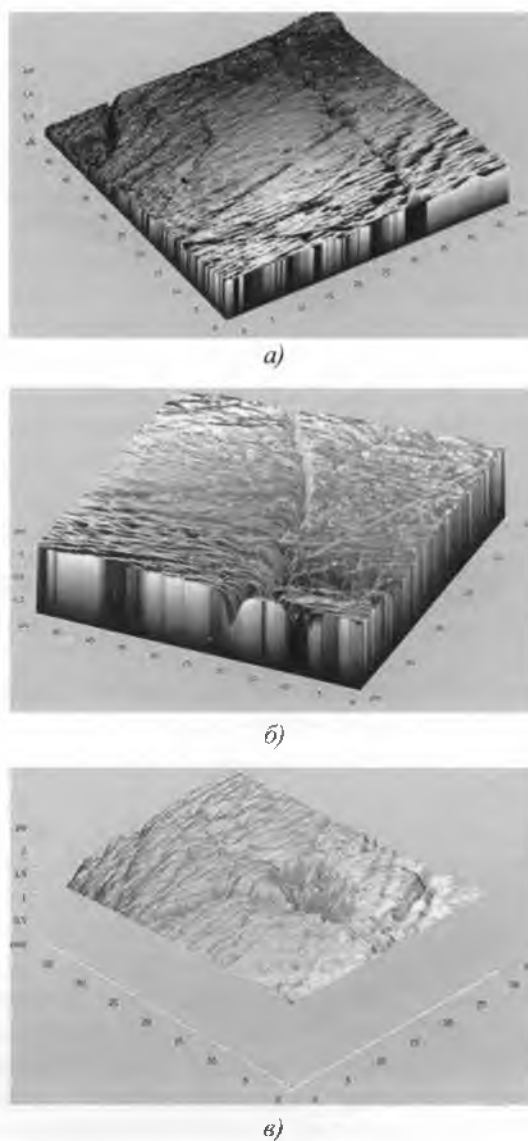
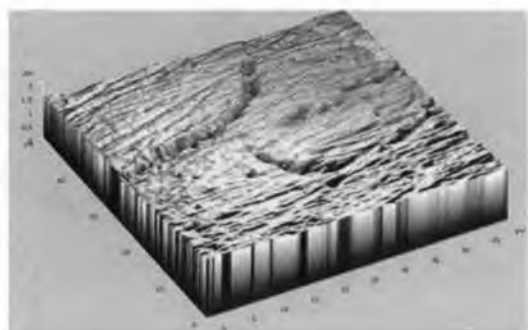


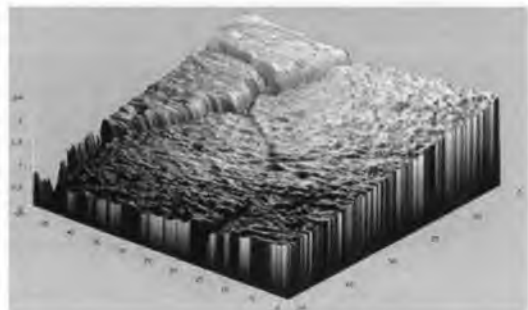
Рис. 2. Сравнение состояния поверхности ( $\times 170000$ ) макро-структуры со следами и полосами скольжения в образцах первой (а), второй (б) и третьей (в) партий при знакопеременном изгибном деформировании (число циклов  $n = 10$ )

достаточной для такого же упрочнения и другой партии (см. табл. 1). Однако с увеличением амплитуды напряжения полосы сдвига развиваются быстрее в образцах второй партии. Сопоставив состояние поверхности никеля после одинакового числа циклов изгибного нагружения (см. рис. 1 и 2), можно заметить увеличение ширины и числа полос скольжения в образцах первой партии в сравнении со второй и особенно третьей партиями.

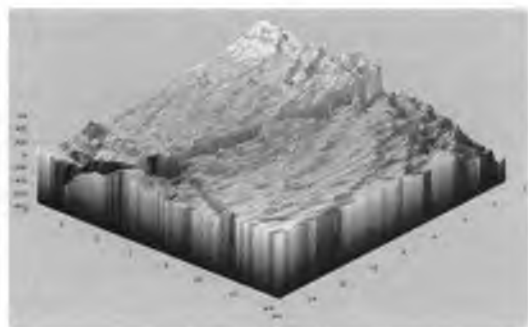
Как следует из полученных данных, прирост предела текучести соответствует физическому процессу деформационного упрочнения на всех этапах знако-



а)



б)



в)

Рис. 3. Сравнение состояния поверхности ( $\times 17000$ ) структуры в поликристаллическом никеле при знакопеременном циклическом изгибе при повышенных амплитудных напряжениях в образцах первой (а), второй (б) и третьей (в) партий ( $n = 10$ )

переменного нагружения, по мере развития и накопления полос сдвига в зернах никеля происходит затухание прироста упрочнения (рис. 4).

В образцах третьей партии, в отличие от первой и второй, с увеличением числа циклов нагружения увеличивается только плотность следов скольжения, что позволяет утверждать об уменьшении внутренних напряжений и стабилизации структуры в процессе деформационного старения. Полосы скольжения начинают выделяться на поверхности образца только при приближении к разрушению.

Приведенный график (см. рис. 4) отражает влияние действия дислокационных барьеров, образованных в

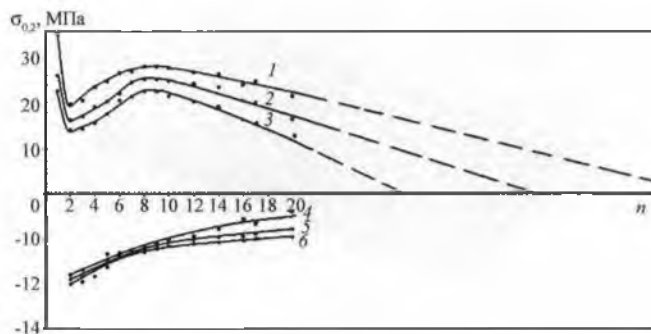


Рис. 4. Изменение предела текучести  $\sigma_{0,2}$  при температуре 77 К образцов первой (3, 6), второй (2, 5) и третьей (1, 4) партий в зависимости от числа циклов нагружения  $n$ : 1–3 – с учетом эффекта Баушингера; 4–6 – после знакопеременного нагружения

процессе обратного знакопеременного нагружения, на результирующее изменение  $\sigma_{0,2}$  исследуемого никеля.

С возникновением полос сдвига на поверхности исследуемого никеля и увеличением их плотности в процессе знакопеременного изгибного нагружения в образцах первой и второй партии происходит заметное нарушение рельефа. Проявляется даже выход трещин на поверхность образца (рис. 5).

Первоначальный микрорельеф в области типичных интенсивных полос скольжения представляет собой тонкие полоски металла, выдавленные из образца. Дальнейшее знакопеременное нагружение приводит не только к интенсивному развитию линий скольжения (особенно в партии 3), но и увеличивает в размерах полосы сдвига в первой и второй партиях (рис. 6).

Однако ширина многих полос сдвига в первой и особенно второй партиях заметно увеличивается. В пределах этих полос образуются канавки и гребни заметных размеров, а именно: высота экструзии достигает 10 мкм, ширина – около 10 мкм, что приводит впоследствии к образованию трещин. Трещины, продвигаясь по поверхности образца, приводят к усталостному разрушению. Долговечность при усталости определяется в основном этим процессом.

Образовавшиеся на поверхности в области интрузий микротрещины продвигаются вдоль интенсивных полос скольжения и перерастают в разрыв. При дальнейшем циклическом нагружении эти разрывы по полосам скольжения, "перескакивая" от одного разрыва к другому, превращаются в более широко развитые трещины, проходящие нерегулярно через зерно, а иногда и по границам зерен.

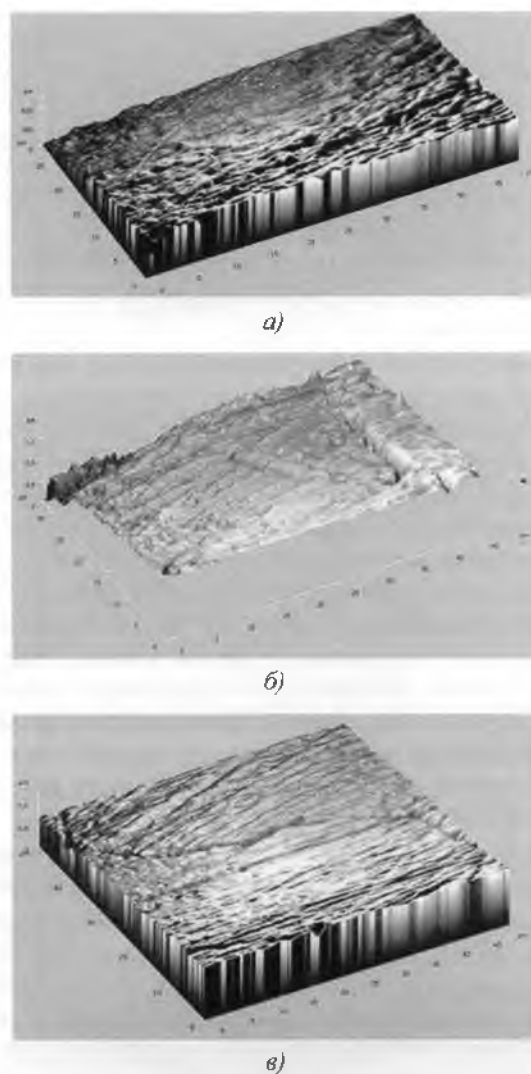


Рис. 5. Поверхности образцов ( $\times 170000$ ) первой (а), второй (б) и третьей (в) партий, наблюдаемые при знакопеременном нагружении до достижения максимального прироста предела текучести

### Обсуждение экспериментальных результатов

Для объяснения наблюдаемого упрочнения в ГЦК-кристаллах при знакопеременном нагружении Коттрелл и Ломер ввели понятие барьеров, которые представляют собой весьма стабильные препятствия для перемещающихся дислокаций.

Согласно представлениям Ломера и Коттрелла дислокации распространяются от источника и передовая дислокация, стопорясь на существующих дефектах, образует барьер. Перед этим барьером последующие дислокации выстраиваются до тех пор, пока обратное напряжение не остановит действие источ-

ника или вновь образованные дислокации не перейдут в другую плоскость скольжения. Данная модель предполагает наличие возможности скольжения в других плоскостях скольжения, кроме первичной. Теория позволяет связать величину деформации, напряжение течения, коэффициент деформационного упрочнения и наблюдаемые линии скольжения в единую взаимосвязанную структуру. Она также объясняет возникновение эффекта Баушингера и возможные пути уменьшения влияния эффекта на механические параметры металла, так как при снятии приложенного напряжения дислокации в каждой выстроенной группе стремятся вернуться обратно к своему источнику. Для объяснения причины возврата к источникам лишь небольшого числа дислокаций предполагают, что в других системах скольжения происходит достаточное число скольжений для того, чтобы закрепить большинство дислокаций.

Под влиянием внешних сил источники дислокаций выпускают новые порции дислокаций, которые поджимаются к барьеру действием поля напряжений от внешних сил. У барьеров при этом образуются скопления почти параллельных дислокаций одинакового знака. Для сжатия скопления и присоединения к нему новых дислокаций требуются все большие усилия, и поэтому увеличение деформации требует существенного увеличения внешних сил — имеет место заметное упрочнение металла.

Поведение образовавшихся у этих препятствий скоплений дислокаций при нагрузке и разгрузке образца зависит от последствий эффекта Баушингера и релаксационных процессов в металлах. Поэтому барьеры Ломера—Коттрелла являются причиной внутрикристаллического упрочнения еще в период "легкого" скольжения.

В однофазных материалах сопротивление деформированию может быть приближенно описано соотношением

$$\tau_R = \tau_j + \alpha G b \rho^{1/2}. \quad (1)$$

Здесь  $\tau_R$  — статическое сопротивление движению дислокаций;

$\tau_j$  — касательные напряжения, вызванные механизмами недислокационного сопротивления скольжению дислокаций;

$\alpha G b \rho^{1/2}$  — все механизмы торможения дислокаций, обусловленные междислокационными взаимодействиями;

$\alpha \approx 1$  — коэффициент;

$G$  — модуль сдвига;

$\rho$  — плотность дислокаций.

Условие, при котором дислокации после их генерации будут двигаться на значительные расстояния в объеме кристалла,

$$\tau \geq \tau_R \text{ или } \tau \geq \tau_j + \alpha G b \rho^{1/2}. \quad (2)$$

Таким образом, плотность дислокаций, напряжение течения и структура в какой-то степени связаны между собой, причем эти параметры влияют на макроскопические свойства пластической деформации. Основными носителями пластической деформации и посредниками между макроскопическим деформирующим воздействием и элементарными механизмами, протекающими на атомном и субатомном уровнях, являются процессы скольжения, в результате которых по мере увеличения циклов нагружения возникают устойчивые полосы скольжения [6, 7].

Пластическая деформация металлов в широком диапазоне условий деформирования осуществляется главным образом в результате скольжения дислокаций в зонах сдвига. Другими словами, скольжение начинается у источников дислокаций, расположенных наиболее благоприятно, а затем распространяется через кристалл, оставляя на своем пути скопления дислокаций перед барьерами в кристалле.

При сравнении плотности вышедших на поверхность следов скольжения в образцах трех партий в начальный период знакопеременного нагружения видно, что она растет во второй и, особенно, в третьей партиях. Хемпель показал, что первые следы скольжения могут быть обнаружены на очень ранней стадии процесса усталости. Так, в кристаллах  $\alpha$ -железа следы скольжения обнаруживались при  $\approx 3$  % долговечности.

С увеличением числа линий скольжения происходят образование и расширение существующих полос деформации, которые не вносят большого вклада в общее упрочнение кристалла.

Известно, что третий участок кривой напряжение–деформация для металлов с ГЦК-структурой характеризуется соединением линий скольжения и образованием более или менее сплошных полос скольжения. Некоторые из этих полос растут по высоте (см. рис. 5, б).

При этом в результате поперечного скольжения происходит взаимная аннигиляция винтовых участков соседних линий скольжения. Оставшиеся краевые участки в последующем объединяются и образуют длинные параллельные краевые дислокации, имеющие тенденцию к полигонизации скольжения и, таким образом, к образованию новых параллельных полос сброса.

Высокая скорость упрочнения на третьей стадии кривой деформации никеля связана с образованием

большого числа линий скольжения, что происходит с ростом числа циклов знакопеременного нагружения, дислокации которых создают скопления перед барьерами внутри кристалла (см. рис. 5, в). Можно предположить, что такой процесс вызван возможностью более легкого перехода дислокаций на другие плоскости скольжения внутри кристалла. А это в свою очередь связано с улучшением внутрикристаллического состояния в результате деформационного старения под напряжением.

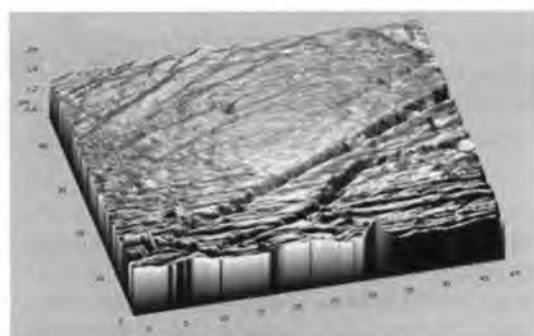
Известно, что поликристаллы обычно характеризуются более высокими параметрами пределов упругости и скоростью упрочнения. Эти различия возрастают с уменьшением размера зерна поликристаллов. Полученные экспериментальные данные подтверждают небольшое уменьшение размера зерна в образцах третьей партии в сравнении с первой, поскольку у границ зерен образуются скопления дислокаций и большие деформации возникают только тогда, когда напряжения, создаваемые этими скоплениями, релаксированы. Полученные более высокие значения механических параметров с уменьшением размеров зерна являются побочным подтверждением уменьшения внутренних напряжений в результате деформационного старения образцов третьей партии.

Вследствие взаимодействия между зернами в некоторых из них возникают дополнительные изгибающие моменты, которые исчезают в результате образования полос сброса. Если такой пластической релаксации недостаточно, около границ появляются трещины, что и подтверждается полученными снимками поверхности исследуемого никеля (см. рис. 6).

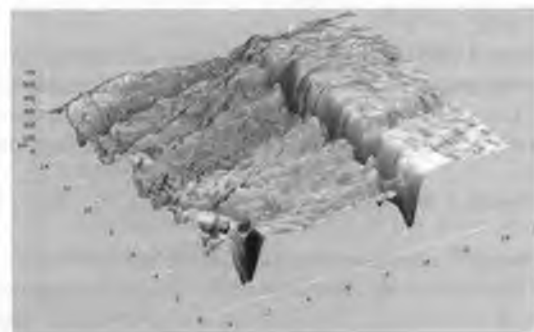
Внутри поликристаллической структуры напряжения, возникающие в результате скопления дислокаций на границе зерен в конце полос сдвига, будут частично сниматься на протяжении обратной половины цикла. В первой и второй партиях такое возвращение происходит по тем же плоскостям, по которым дислокации перемещались при прямом знакопеременном нагружении. Такой процесс перемещения дислокаций при обратном знакопеременном нагружении приводит к уменьшению механических параметров металла.

В деформационно состаренном под напряжением никеле вследствие уменьшения внутренних напряжений созданы условия для перемещения дислокаций внутри зерен. При этом заметно не увеличивается число полос сдвига при интенсивном увеличении следов скольжения, поэтому трещины наблюдаются на границах зерен. Аналогичные явления были обнаружены в образцах меди.

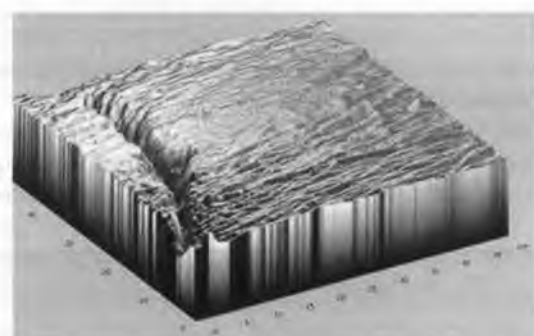
Установлено, что в меди при низких напряжениях циклическое нагружение ведет к появлению трещин в местах наиболее плотного скопления полос скольже-



а)



б)



в)

Рис. 6. Поверхности образцов ( $\times 170000$ ) первой (а), второй (б) и третьей (в) партий, наблюдаемые при знакопеременном нагружении после достижения максимального прироста предела текучести и уменьшение его прироста при дальнейшем увеличении числа циклов

ния и по границам двойников, тогда как при высоких напряжениях образование трещин прежде всего наблюдается на границах зерен. Границы зерен могут также облегчить распространение трещин в результате слабого сцепления между зернами.

В процессе проведенных испытаний на усталость в условиях изгиба медных образцов, ориентированных таким образом, что первичное скольжение образовывало ступеньки на поверхности кристалла, установлено появление канавок и гребней на поверхности кристаллов вдоль системы скольжения.

Образование канавок и гребней на поверхности поликристалла являются прямым следствием знакопеременных повторных сдвиговых перемещений, т. е. проявлением тенденции к перемещению сдвига в каком-либо одном направлении по определенным плоскостям. Число активных плоскостей, участвующих в этом процессе переменного по направлению сдвига, определяет степень местной деформации. Так, если в этот процесс вовлекается много плоскостей, то на поверхности кристалла образуются мелкие и волнистые канавки и гребни. Если же явление происходит лишь в нескольких соседних плоскостях, то возникают резко выраженные углубления и выступы.

Проведенные Томсоном, а также Эбнером и Бакоффеном исследования распределения экструзий в кристалле меди показали, что экструзии преимущественно образуются в местах выхода краевых дислокаций, образующих ступеньки скольжения.

Образование трещин на границе раздела зерен говорит о том, что дислокации в процессе знакопеременного нагружения скапливаются на границах зерен, чем и способствуют увеличению внутренних напряжений. Поскольку усталостные трещины появляются на границах зерен, можно предполагать, что в исследуемом никеле начальные трещины усталости возникают в виде углублений (интрузии), образующихся в процессе циклического сдвига [8].

## Выводы

1. При сравнении зависимостей предела текучести от числа циклов знакопеременного нагружения видно, что характер изменения во всех трех партиях имеет практически одинаковую закономерность. Однако природой предела текучести существенно различается по мере увеличения знакопеременного изгибового нагружения: максимальный — в образцах, подвергнутых деформационному старению, и минимальный — в отожженных образцах.

2. Образцы всех партий имеют максимум прироста предела текучести, после достижения которого происходит резкий спад значений предела текучести. При этом существенный спад отмечается в отожженных и закаленных образцах.

3. Для всех исследуемых образцов никеля характерен спад прироста предела текучести в начале знакопеременного изгибного нагружения, что соответствует максимальному воздействию эффекта Баушингера. При этом максимальное воздействие испытывают отожженные образцы и в меньшей мере — деформационно-состаренные.

4. После прохождения максимального воздействия эффекта Баушингера во всех образцах наблюдается



ся прирост предела текучести с поэтапным уменьшением его с увеличением циклов знакопеременного нагружения. При этом в отожженных образцах процесс достижения максимального значения предела текучести достигается раньше в сравнении с партиями 2 и 3.

5. Полосы скольжения наблюдаются в отожженных образцах практически с первых циклов знакопеременного нагружения. С небольшим отставанием полосы скольжения проявляются и в закаленных образцах. В деформационно-состаренных образцах с увеличением числа циклов знакопеременного нагружения увеличивается плотность линий скольжения.

6. Увеличение ширины полос скольжения и интенсивности линий скольжения при знакопеременном изгибном нагружении совпадает со стадией затухания быстрого упрочнения.

7. С развитием полос скольжения и при увеличении интенсивности линий скольжения наблюдается появление шероховатости на поверхности всех образцов трех партий исследуемого никеля. При этом в полосах скольжения вдоль их распространения с ростом числа циклов обнаружены тонкие полоски металлов, выдавливаемые из образца.

8. В результате проведенной технологической обработки закаленного от предплавиальной температуры никеля с последующими деформированием при комнат-

ной температуре с остаточной деформацией  $\epsilon_{ост} \leq 2,0\%$  и деформационным старением под напряжением воздействие эффекта Баушингера на механические свойства исследуемого никеля существенно подавлено.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Мак-Лиин Д. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1963. С. 384.
2. А.с. 2003111054. Способ упрочнения металлов // А.Д. Хван, Д.В. Хван, А.А. Горячев, С.В. Пустовалов. 2004.
3. А.с. 98117983. Способ обработки заготовок из металлов и сплавов / Ф.З. Утяшев, О.А. Кайбышев, О.Р. Валиахметов. 2000.
4. Пат. 2300574. Способ упрочнения металлической цилиндрической трубы / В.А. Шерстнев, М.А. Могалов. 2005.
5. Пат. 2217508. Способ улучшения технологических свойств металлов / Д.В. Хван, А.Д. Хван, А.А. Воропаев и др. 2002.
6. Фридель Ж. Дислокации: пер. с англ. М.: Мир, 1967. 643 с.
7. Зеегер А. Механизм скольжения и упрочнения в кубических гранецентрированных и гексагональных плотноупакованных металлах // Дислокации и механические свойства кристаллов; пер. с англ. под ред. М.В. Класен-Неклюдовой, В.Л. Инденбома. М.: ИЛ, 1960. С. 170–268.
8. Форсайт П.Дж.Э. Повреждение и выдавливание материала на участках полос скольжения // Сб. ст. "Усталость металлов": пер. с англ. В.К. Житомирского; под ред. проф. Г.В. Ужика. М.: ИЛ, 1961. С. 34–38.

## Введение в нанотехнику



Головин Ю.И. 2007. – 496 с., тв. пер., 70×100 1/16

ISBN 978-5-217-03378-2

Цена с НДС 495 руб.

Кратко изложены термины, принципы, достижения и перспективы стремительно развивающейся области науки, техники и бизнеса — нанотехники и нанотехнологии. Представлены все важнейшие направления работ в этой сфере.

Параллельно с русской терминологией приведена англоязычная, так как, во-первых, часть терминов сначала появилась в английском языке и не всегда русские термины удачно передают их смысл. Во-вторых, даже английская терминология в области нанонауки не установилась окончательно, а русскоязычная тем более, что требует разъяснений и комментариев.

Пособие имеет целью в общедоступной форме познакомить студентов, аспирантов, инженеров различных специальностей, которые должны заниматься вопросами освоения нанотехнологии и нанотехники в своих предметных областях, с основными идеями и подходами, а также существующими и перспективными разработками в максимально концентрированном виде.

Приобрести книгу можно непосредственно в издательстве "Машиностроение", прислав заявку в отдел реализации по факсу: (495) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru; по почте: 107076, Москва, Стромьинский пер., 4. ООО "Издательство Машиностроение".

Справки по тел. (495) 269-66-00.

<http://www.mashin.ru>