

В.И. КОПЫЛОВ, канд.техн.наук,
О.В. БАРКАН,
М.В. ПОКУТНАЯ (ФТИ АН БССР)

ТОНКАЯ СТРУКТУРА НИКЕЛЯ ПОСЛЕ ХОЛОДНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПРОСТЫМ СДВИГОМ

Холодная пластическая деформация является основным средством воздействия на изменения тонкой структуры деформационно-упрочняемых металлов и сплавов [1]. Эффективность субструктурного упрочнения указанного класса материалов в различных процессах деформации в значительной степени определяется интенсивностью накопленных деформаций сдвига (последняя выражается обычно с помощью различных показателей степени деформации). Однако возможность достижения больших пластических деформаций в традиционных процессах обработки металлов давлением, таких, как прокатка, волочение, прессование и других, связана с многократным уменьшением поперечных размеров обрабатываемых материалов. Это приводит к значительным давлениям и усилиям обработки, невозможности достижения экстремального субструктурного упрочнения в больших сечениях.

Указанные недостатки традиционных схем пластического деформирования устранены в новом процессе обработки металлов простым сдвигом [2], сущность которого заключается в продавливании заготовки в двух пересекающихся каналах одинакового поперечного сечения. При соблюдении определенных контактных условий между инструментом и заготовкой, а также обеспечении заданного осевого противодействия со стороны выходного канала в этом процессе реализуется состояние простого сдвига вдоль линии пересечения каналов. Приращение интенсивности деформаций сдвига за цикл обработки составляет $\Delta\Gamma = 2 \text{ ctg } \Phi$ (для используемого в экспериментах угла пересечения каналов $2\Phi = 90^\circ$, $\Delta\Gamma = 2$). Достижение больших пластических деформаций в процессе обработки простым сдвигом осуществлялось за счет многоциклового продавливания заготовки в прямом и обратном направлениях. За N циклов обработки накопленная интенсивность деформаций сдвига составляет $\Gamma = N \Delta\Gamma$.

В настоящей работе приведены результаты исследования тонкой структуры технической чистой никеля Н1 после холодного пластического деформирования простым сдвигом. Обработка предварительно отожженных заготовок ($T_{\text{отж}} = 850^\circ\text{C}$, выдержка 2,5 ч) осуществлялась с числом циклов $N=1-6$, что

при $\Delta\Gamma = 2$ соответствовало значениям накопленных интенсивностей деформаций сдвига $\Gamma = 2-12$. Для предотвращения локального разогрева металла в очаге деформации скорость деформирования не превышала 1 мм/с.

Исследование тонкой структуры обработанных заготовок производилось с использованием методов аппроксимаций [3] и гармонического анализа формы рентгеновских линий (ГАФРЛ) [4]. С помощью метода аппроксимаций определялось физическое уширение рентгеновских интерференционных линий, являющееся комплексной характеристикой тонкой структуры дефор-

Т а б л и ц а 1. Режимы съемки образцов никеля, деформированного простым сдвигом

Тип установки	ДРОН-2
Рабочее напряжение U, кВ	40
Рабочий ток I, мА	20
Излучение	CuK _α (монохроматическое)
Скорость счетчика, рад/с	1
Скорость ленты, мм/ч	4800

Т а б л и ц а 2. Параметры тонкой структуры никеля после деформации простым сдвигом

Г	D ₍₁₁₁₎₋₍₂₂₂₎ , нм	D ₍₂₀₀₎₋₍₄₀₀₎ , нм	D, нм	(1,5α+β)·10 ⁻³	$\langle \epsilon_L^2 \rangle \times 10^{-5}$	$\rho \cdot 10^{10}$, см ²
2	38,5	29,1	51,1	5,21	1,54	11,7
4	36,6	27,1	49,9	5,94	1,88	13,3
6	36,2	25,8	52,2	6,91	2,08	13,4
8	34,8	24,3	51,9	7,71	2,12	13,6
10	33,1	22,8	50,5	8,47	2,21	14,2
12	32,8	21,5	54,8	9,95	2,45	13,8

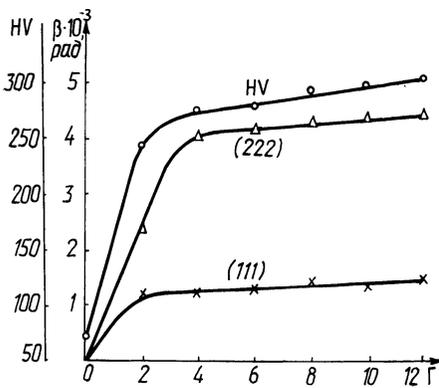


Рис. 1. Зависимость твердости HV и физического уширения интерференционных линий (111), (222) никеля Н1 от интенсивности деформаций сдвига

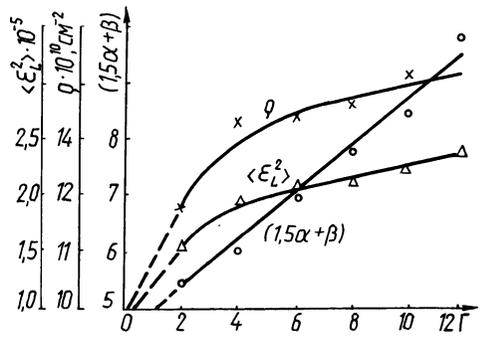


Рис. 2. Зависимость параметров тонкой структуры никеля Н1 от интенсивности деформаций сдвига

мированного металла. Физическое уширение определялось для линий (111), (222). Режимы съемки представлены в табл. 1.

П р и м е ч а н и е. Съемка осуществлялась вращением образца с помощью приставки ГУР-4 со скоростью 2 рад/с.

Зависимости физических уширений анализируемых линий от интенсивности деформаций сдвига приведены на рис. 1. Здесь же показано изменение твердости, характеризующее деформационное упрочнение никеля в процессе обработки простым сдвигом. Можно видеть хорошую корреляцию кривых физического уширения и деформационного упрочнения, которая типична для различных процессов обработки металлов давлением [1].

Более детальная информация о тонкой структуре исследуемых образцов была получена методом ГАФРЛ. Анализовались пары линий (111) – (222), (200) – (400) (режимы съемки см. в табл. 1). Построение профиля линий производилось по точкам. Интенсивность в каждой точке принималась обратно пропорциональной времени, в течение которого набиралось 10^4 импульсов. Статистическая ошибка счета не превышала 2,5%. Коэффициенты Фурье и параметры тонкой структуры вычислялись на ЭВМ "ЕС-1022" по специальной программе (FTIS), составленной на ФОРТРАНе. Экспериментальные результаты гармонического анализа формы рентгеновских интерференционных линий никеля H1 после холодной пластической обработки простым сдвигом сведены в табл. 2. Зависимость параметров тонкой структуры от интенсивности деформаций сдвига представлена на рис. 2. Приведенные данные показывают, что с увеличением интенсивности деформаций сдвига происходит незначительное уменьшение эффективности размера областей когерентного рассеяния (ОКР) $D_{(111)-(222)}$ и $D_{(200)-(400)}$, однако истинный размер частиц D практически остается постоянным. Более существенное изменение с ростом интенсивности деформаций сдвига проявляют среднеквадратичные деформации $\langle \epsilon_L^2 \rangle$ и плотность дислокаций, определяемая из выражения [5]:

$$\rho = (14,4 \langle \epsilon_L^2 \rangle / b^2 D^2)^{1/2},$$

где b – вектор Бюргерса дислокации.

При вычислении плотности дислокаций использовались значения $\langle \epsilon_L^2 \rangle$, соответствующие $L = 1$ нм. Следует отметить достаточно высокий уровень плотности дислокаций уже на первом цикле обработки ($\Gamma = 2$). Дальнейшее увеличение интенсивности деформаций сдвига Γ от 2 до 12 сопровождается незначительным ростом ρ , что, очевидно, связано с эффектом динамического возврата. На основании приведенных результатов можно предположить, что основные изменения тонкой структуры, ответственные за субструктурное упрочнение никеля после холодного деформирования простым сдвигом в области больших пластических деформаций ($\Gamma > 2$), связаны с увеличением концентрации деформационных и двойниковых дефектов упаковки ($1,5 \alpha + \beta$).

ЛИТЕРАТУРА

1. П а в л о в В.А. Физические основы пластической деформации металлов. – М.: Изд. АН СССР, 1962. – 199 с. 2. Пластическая обработка металлов простым сдвигом/В.М. Сегал, В.И. Резников, А.Е. Дробышевский, В.И. Конылов. – Изв. АН СССР. Металлы, 1981, № 1, с. 115–123. 3. Рентгенографии в физ

зическом металловедении/Под ред. Ю.А. Багаряцкого. — М.: Металлургиздат, 1961. — 368 с. 4. У о р р е н Б.И. Рентгенографическое изучение деформированных металлов. — В кн.: Успехи физики металлов. М.: Металлургиздат, 1963, т. 5, с. 172–237. 5. W i l l i a m s o n G.K., S m a l l m a n R.E. Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray Debye-Scherrer spectrum. — Phil. Mag., 1956, v. 1, N 1, p. 34–46.

УДК 621.774.372:621.9.048.6

С.Н. ВИНЕРСКИЙ,
М.В. ЛОГАЧЕВ, канд.техн.наук (БПИ)

ВОЛОЧЕНИЕ ТРУБ С УЛЬТРАЗВУКОМ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ МОЩНЫХ КОЛЕБАТЕЛЬНЫХ СИСТЕМ*

Целесообразность применения ультразвуковых колебаний высокой интенсивности при волочении труб подтверждают достоинства нового метода: уменьшение числа проходов и промежуточных отжигов за счет увеличения единичных обжатий, снижение усилия волочения, увеличение технологической деформируемости и уменьшение вероятности обрыва переднего конца трубы в пусковой период, повышение стойкости волочильных колец, улучшение чистоты поверхности и сокращение брака по наружным дефектам труб.

Однако эффективность воздействия ультразвуковых колебаний падает с увеличением диаметра труб, степени деформации и скорости волочения за счет демпфирования (затухания) колебаний.

Нами проведены исследования по оценке эффективности воздействия ультразвука при различных условиях деформирования с целью выбора режима процесса волочения с ультразвуком и использования колебательных систем устойчиво работающих при значительных нагрузках. Исследования были проведены при волочении труб из нержавеющей стали X18H10T на цепном волочильном стане при скоростях волочения от 0,08 до 0,06 м/с. В качестве смазки применяли хлорпарафин. Источником ультразвуковых колебаний служил генератор УЗГ-10У и магнитострикционные преобразователи ПМС 15А-18. Амплитуда смещений волок, расположенных в пучности колебаний цилиндрических стержней-волноводов, замерялась микроскопом МИ-1 и составляла от 5 до 20 мкм. Усилие волочения фиксировали с помощью мессдозы растяжения через тензометрический усилитель ТА-5 осциллографом Н-700 и быстродействующим самопишущим прибором НЗ20-3.

Безоправочное волочение труб производили через две волокы, одна из которых установлена в полости волновода непосредственно перед рабочей волокой [1]. Степень деформации ϵ определялась как отношение разности площадей поперечного сечения трубы до и после деформации к первоначальной площади поперечного сечения, т.е.

* Работа выполнялась под руководством и при непосредственном участии д-ра техн наук А.В. Степаненко.