

УДК 669.14.018.29:539.4.016

*А.М. Иванов¹, У.Х. Узурчиев², В.В. Столяров^{2,3},
Н.Д. Петрова¹, А.А. Платонов¹*

¹ Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН (Якутск)

² Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (Москва)

³ Московский государственный индустриальный университет

КОМБИНИРОВАНИЕ МЕТОДОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Развитие различных методов обработки конструкционных сталей вызвано необходимостью улучшения качества изделий и придания материалам определенных свойств. Широкое применение в технологических операциях нашли методы термомеханической и электропластической обработок.

В работах [1 – 5], выполненных научными коллективами В.Д. Садовского, М.Л. Бернштейна, А.П. Гуляева, В.С. Ивановой и других, развита теория и рассмотрена практика термомеханической обработки. В последнее время широкое применение получили методы интенсивной пластической деформации (ИПД). Одним из методов ИПД, позволяющим получать объемные образцы с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, является равноканальное угловое прессование (РКУП) [6, 7]. Технология обработки материалов давлением, основанная на электропластическом эффекте (ЭПЭ), эффективно используется для интенсификации процесса обработки [8]. Одним из технологических применений ЭПЭ является электропластическая прокатка (ЭПП), которая позволяет прокатывать ленты и пластины без заметного нагрева материала [9].

В настоящей работе анализируется возможность комбинирования способов пластической деформации (РКУП и ЭПП) для управления механическими свойствами низколегированной стали 09Г2С и низкоуглеродистой стали 10кп5.

В работе исследованы конструкционные стали: низколегированная марки 09Г2С, содержащая 0,12 % С; 0,008 % N; 0,5 – 0,8 % Si; 0,035 % P; 0,04 % S; 0,3 % Cr; 1,3 – 1,7 % Mn; 0,3 % Ni; 0,3 % Cu; 0,08 % As, остальное железо, и низкоуглеродистая марки 10кп5, содержащая 0,08 % С; 0,007 % Si; 0,42 % Mn; 0,08 % Ni; 0,05 % Cr; 0,18 % Cu, остальное железо. Химический анализ проведен на атомно-эмиссионном спектрометре «Foundry-Master» фирмы «Worldwide Analytical Systems AG (WAS AG)». Сталь 09Г2С имеет феррито-перлитную структуру со средним размером зерна 18,5 мкм (рис. 1).

Сталь 09Г2С подвергали пластической деформации по следующей схеме. Заготовки diam. 20 мм длиной 100 мм из стали 09Г2С в состоянии поставки подвергали РКУП по маршруту B_c (поворот заготовки на угол 90°). Равноканальное угловое прессование заго-

товок выполняли в технологической оснастке с углом пересечения каналов 120° с максимальным усилием 1250 кН при числе проходов $n = 8$ и температуре 823 К. Накопленная степень деформации заготовки при РКУП ($n = 8$) ϵ_8 составляла 5,12. После РКУП призматических заготовок размером 4×6×100 мм из стали 09Г2С осу-

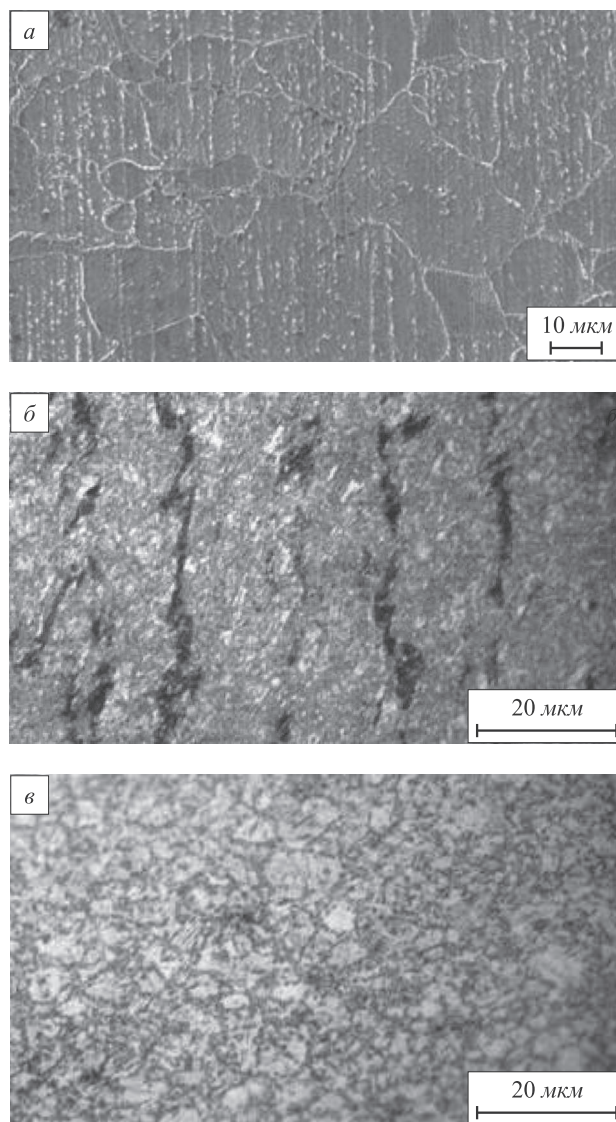


Рис. 1. Микроструктура стали 09Г2С в состоянии поставки (а), после РКУП (б) и после РКУП и ЭПП (в)

ществляли ЭПП на портативных валках фирмы «Open Automation Machinery» (модель 0120E6, Италия). Максимальная степень деформации ε после ЭПП составила 2,77. Обработку проводили при плотности тока $j = 90 \text{ А} \cdot \text{мм}^{-2}$, длительности импульса тока $1,6 \cdot 10^{-4}$, $1,2 \cdot 10^{-4}$ и $1,0 \cdot 10^{-4}$ с, частота тока F составляла 830 Гц.

Пластины толщиной 1,5 мм из стали 10кп5 подвергали РКУП в составной заготовке в той же оснастке. Режимы РКУП: маршрут *C* (поворот заготовки на угол 180°), температура прессования 673 К, число проходов 2. Степень деформации ε_2 заготовки при РКУП ($n = 2$) составила 1,28. Электропластической прокатке подвергали заготовки размером $1,5 \times 10 \times 100$ мм из стали 10кп5 в состоянии поставки и после РКУП. Длительность импульса варьировали в интервале 100 – 160 мкс при постоянных значениях плотности тока $90 \text{ А} \cdot \text{мм}^{-2}$ и частоте тока 1000 Гц. Накопленная деформация после ЭПП составила 1,8 – 2,1.

Для исследования структуры использовали сканирующий электронный микроскоп «JEOL 6480L» (исходная структура) и инвертированный исследовательский металлографический микроскоп «Axio Observer D1» (структура после РКУП, РКУП и ЭПП). Средний размер зерен в образце определяли усреднением результатов измерений более чем 20 зерен.

Рентгеноструктурные исследования осуществляли с помощью дифрактометра «ARL X'TRA» (Швейцария). Рентгенограммы получены при $U = 40 \text{ кВ}$ и $I = 40 \text{ мА}$ с использованием рентгеновской трубки с медным анодом ($\lambda_{\text{Cu}} = 1,541 \text{ \AA}$). Сканирование дифракционной картины проводили в диапазоне $2\theta = 40 \div 142^\circ$ с шагом $\Delta\theta = 0,02^\circ$ и временем экспозиции 1 с. Фазовый анализ выполняли с помощью пакета компьютерных программ WinXRD (ПО ARL X'TRA) и базы данных PDF-2, а оценку параметров кристаллической решетки – с помощью программы для профильного анализа WinXPOW.

Микротвердость по Виккерсу измеряли на микротвердометре LM-700 при нагрузке 0,1 Н и выдержке 15 с. Механические свойства исследовали при растяжении образцов на испытательных машинах «UTS-20k» и «Instron-1195» при постоянной скорости нагружения $3,33 \cdot 10^{-5} \text{ м} \cdot \text{с}^{-1}$.

Механические свойства стали 09Г2С приведены ниже:

Обработка	d , мкм	HV, МПа	σ_r , МПа	σ_b , МПа	δ_k , %
Исходное (состояние поставки)	18,5	1800	332	464	23,0
РКУП	0,7	2653	—	887	9,2
ЭПП	0,6	2752	900	1050	<1,0
РКУП и ЭПП	0,7	3740	1210	1334	2,5

После РКУП ($n = 8$) стали 09Г2С происходит существенное уменьшение размеров зерен, повышение

прочности, формируется полосчатая мелкозернистая структура со средним размером зерна приблизительно 0,7 мкм (рис. 1, б). Структурные составляющие имеют вытянутую форму в направлении прессования. Повышение прочностных характеристик связано с измельчением зерен, повышением плотности дислокаций, образованием дисперсной и термически устойчивой структуры после РКУП. В результате РКУП микротвердость увеличилась в 1,4 раза, а предел прочности почти в два раза, предел текучести при этом практически сравнялся с пределом прочности. Относительное удлинение уменьшилось в 2,5 раза.

Электропластическая прокатка стали в состоянии поставки приводит к аналогичному измельчению структуры до среднего размера зерен 0,6 мкм, однако прочность при этом достигает более высоких значений, чем при РКУП. Последнее связано с сильной анизотропией структуры и формированием кристаллографической текстуры в результате прокатки.

После комбинированного режима обработки РКУП и ЭПП исчезает полосчатый характер микроструктуры. Формируется мелкозернистая структура, в которой зерна размером порядка 1,1 мкм окружены зернами размером около 0,5 мкм (рис. 1, в). Наблюдаемое изменение структуры стали 09Г2С, возможно, является совместным действием деформации и импульсного тока. Средний размер зерен составляет приблизительно 0,7 мкм.

Рассмотрим механические свойства сталей, подвергнутых комбинации методов РКУП и ЭПП (см. вышеприведенные данные). Равноканальное угловое прессование стали 09Г2С приводит к измельчению микроструктуры, повышению микротвердости и почти к двукратному росту предела прочности при снижении относительного удлинения. Применение прокатки с током к той же стали также повышает микротвердость (в 1,5 раза), предел прочности (в 2,3 раза), предел текучести (в 2,7 раза) и снижает пластичность по сравнению с соответствующими показателями стали в состоянии поставки. Последовательное применение РКУП и ЭПП приводит к максимальным значениям микротвердости (3740 МПа), предела прочности (1334 МПа) и предела текучести (1210 МПа), а также к снижению относительного удлинения до 2,5 %.

С увеличением длительности импульса наблюдаются снижение микротвердости и разупрочнение стали за счет релаксации напряжений. Изменение микротвердости стали 09Г2С при увеличении длительности импульса при ЭПП ($j = 90 \text{ А} \cdot \text{мм}^{-2}$) показано ниже:

τ , мкс	100	120	160
HV, МПа	3740	3400	2910

Рост степени деформации при ЭПП повышает микротвердость (рис. 2), поскольку при этом происходит измельчение зерен и, по-видимому, увеличение плотности дислокаций.

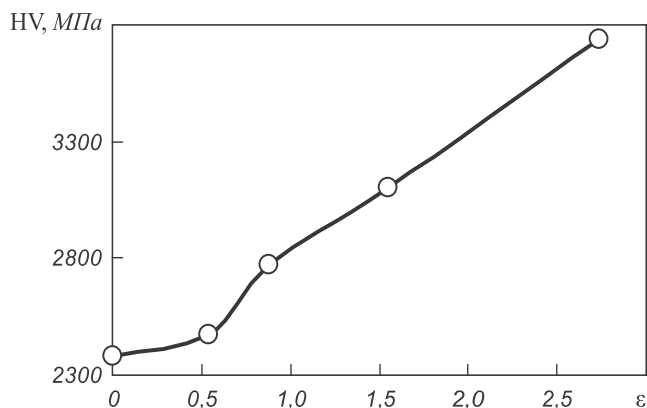


Рис. 2. Зависимость микротвердости призматической заготовки из стали 09Г2С от степени деформации при ЭПП

Рентгеноструктурный анализ стали 09Г2С показал, что ЭПП приводит к измельчению микроструктуры и возникновению микродеформаций кристаллической решетки, о чем свидетельствует значительное уширение рентгеновских пиков на дифрактограмме (рис. 3, а). Кроме того, происходит изменение характера кристаллографической текстуры, на что указывает изменение соотношения интенсивностей рентгеновских пиков (рис. 3, а). Также наблюдается уменьшение параметра a кристаллической решетки феррита; данные рентгеноструктурного анализа (плотность дислокаций ρ , остаточные напряжения Σ , параметр решетки a) сталей приведены в табл. 1. Аналогичное влияние на характер изменения дифракционных максимумов оказывает обработка РКУП с последующей ЭПП (рис. 3, б). Особенностью является еще большее перераспределение интенсивности в пользу рефлекса (200); таким образом, происходит усиление кристаллографической текстуры.

С упрочнением материала закономерно наблюдаются повышение плотности дислокаций и уменьшение

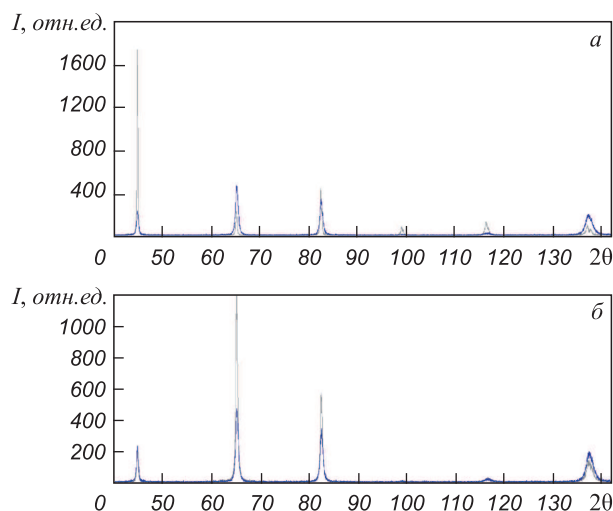


Рис. 3. Сравнительный вид дифрактограмм стали 09Г2С: а – сталь в исходном состоянии (серая) и после ЭПП (синяя); б – сталь после РКУП (серая) и после РКУП и ЭПП (синяя)

Таблица 1

Данные рентгеноструктурного анализа сталей 10кп5 и 09Г2С

Обработка	$\rho \cdot 10^{13}, \text{м}^{-2}$	$\Sigma, \text{МПа}$	$a \cdot 10^{-5}, \text{м}$
Сталь 10кп5			
Состояние поставки	0,09	–28,4	28 671
ЭПП ($\varepsilon = 2,77$)	3,78	–54,3	28 666
Сталь 09Г2С			
Состояние поставки	–	–	28 683
ЭПП	–	–	28 672
РКУП и ЭПП	–	–	28 676

параметра a решетки. Среднее значение параметра a решетки упрочненных образцов сталей 10кп5 и 09Г2С примерно на 0,02 и 0,04 % соответственно меньше, чем у исходного крупнокристаллического образца, что характеризует процессы больших пластических деформаций. Сжимающие напряжения в стали в состоянии поставки, по-видимому, связаны с особенностями технологии прокатки полос. Импульсное воздействие тока при прокатке увеличивает сжимающие остаточные напряжения I рода.

Фазовый состав определяли по рентгенографическим профилям линий. Результаты рентгеновского фазового анализа стали 10кп5 приведены в табл. 2. Фазовое состояние упрочненных ЭПП образцов и исходного крупнокристаллического образца качественно не отличается.

Выводы. Показана возможность электропластической прокатки низколегированной стали 09Г2С и низкоуглеродистой стали 10кп5. Комбинирование методов интенсивной пластической деформации (равноканального углового прессования и электропластической прокатки) обеспечивает существенное повышение прочностных характеристик, при этом вклад прокатки с током является наибольшим. Достигнутый уровень прочности в исследованных сталях позволяет их сравнивать с высокопрочными сталями. Эффективность использования электропластической прокатки заключается в меньших энергозатратах на деформирование заготовки за счет электропластического эффекта.

Таблица 2

Рентгеновский фазовый анализ стали 10кп5 после прокатки

Обработка	Fe	Fe ₃ C	Mn	FeMn ₃	NiC	FeCr
Состояние поставки	+	+	+	–	+	–
ЭПП	+	+	+	–	+	–

Примечание. Знаками «+» и «–» обозначено присутствие и отсутствие элемента или соединения.

Электропластическая прокатка упрочненной интенсивной пластической деформацией стали способствует формированию структуры с более равноосными зернами. Выбор режима электропластической прокатки позволяет управлять механическими свойствами стали. Комбинирование методов интенсивной пластической деформации (таких как равноканальное угловое пресование и электропластическая прокатка) может стать основой для разработки технологий упрочнения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Иванова В.С., Гордиенко Л.К. Новые пути повышения прочности металлов. – М.: Наука, 1964. – 118 с.
2. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. Т. 1. – М.: Металлургия, 1968. – 596 с.
3. Бернштейн М.Л. Прочность стали. – М.: Металлургия, 1974. – 199 с.
4. Гуляев А.П. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1965. № 11. С. 9 – 17.

5. Григорьев А.К., Коджаспиров Г.Е. Термомеханическое упрочнение стали в заготовительном производстве. – М.: Машиностроение, Л.О., 1985. – 143 с.
6. Процессы пластического структурообразования металлов / В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов и др. – Минск: Наука и техника, 1994. – 231 с.
7. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: Академкнига, 2007. – 398 с.
8. Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технология, структура и свойства) / О.А. Троицкий, Ю.В. Баранов, Ю.С. Авраамов, А.Д. Шляпин. В 2-х т. Т. 1. – Москва – Ижевск: Институт компьютерных исследований, 2004. – 590 с.
9. Столяров В.В., Угурчиев У.Х., Гуртовая И.Б., Прокошкин С.Д. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 3. С. 40 – 43.

© 2012 г. А.М. Иванов, У.Х. Угурчиев,
В.В. Столяров, Н.Д. Петрова, А.А. Платонов
Поступила 31 января 2012 г.

УДК 621.785:532.529

В.Д. Сарычев¹, А.Ю. Грановский², С.Н. Старовацкая¹, В.Е. Громов¹

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

² Новокузнецкий филиал – институт Кемеровского государственного университета

ГИДРОДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ОБРАЗОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СЛОЕВ*

Гидродинамические модели широко используются для выявления механизмов процессов, протекающих при взаимодействии твердых тел. Например, такие процессы как сварка взрывом, прокатка разнородных металлов, трение в высоконагруженных условиях и воздействие гетерогенных плазменных потоков на материалы [1 – 4] могут получить объяснение в рамках модели неустойчивости Кельвина-Гельмгольца. Возникновение волн на границе раздела двух жидкостей, одна из которых движется относительно другой, приводит к неустойчивости границы раздела, когда амплитуда волны экспоненциально растет со временем. Получить на основании различных физических моделей теоретические оценки пороговой скорости, согласующиеся с экспериментальными данными, предпринимались во многих исследованиях, их обзор приведен в работе [5]. В работе [6] в предположении взаимодействия двух полубесконечных слоев получено дисперсионное уравнение, вязкость учитывалась только в специально полученных граничных условиях, в других областях решались уравнения Эйлера (так называемый подход вязкой потенциальной жидкости [7]). Интерес к модели неустойчивости Кельвина-Гельмгольца обусловлен возможностью на ее основе вскрыть механизмы образования наноструктурных слоев: в полосах сдвига [8], при воздействии концентрированных потоков энергии на металлы [9], при возникновении динамического хаоса и перемешивания при скольжении слоев друг относительно друга [10].

Целью настоящей работы является рассмотрение взаимодействия двух конечных слоев идеальной и вязкой жидкостей в полной постановке линеаризованных уравнений Навье-Стокса и Эйлера для объяснения образования наноструктурных слоев.

Рассмотрим устойчивость плоского стационарного скользящего течения двухслойной несжимаемой жидкости, находящейся в поле массовых сил плотностью \vec{f} . Ось x направлена вдоль границы раздела между слоями, а ось y – перпендикулярно оси x в сторону второго слоя. Первый слой ($-\infty < x < \infty$, $-h < y < 0$) – это вязкая жидкость с кинематической вязкостью ν и плотностью ρ_1 . Второй слой ($-\infty < x < \infty$, $0 < y < H$) – это идеальная жидкость плотностью ρ_2 , которая имеет в стационарном состоянии постоянную скорость u_0 , направленную вдоль оси x (рис. 1).

Пусть $\vec{f} = (0, -a)$, где a – проекция ускорения на ось y . Стационарное течение описывается ненулевыми функциями давления p и скорости u

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантами РФФИ (№ 10-07-0017-а, № 11-02-91150 – ГФЕН-а и № 11-02-12091-офи-м).