

PACS: 61.72.-y, 62.20.Fe, 81.40.Ef

Е.Г. Пашинская, А.В. Завдоев

## ПРИМЕНЕНИЕ ПРОКАТКИ СО СДВИГОМ И ТРАДИЦИОННОГО ВОЛОЧЕНИЯ ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины  
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина

Статья поступила в редакцию 25 июня 2012 года

*На примере малоуглеродистой стали, деформированной прокаткой со сдвигом, показано, что горячая интенсивная пластическая деформация (ИПД) приводит к формированию структур с мелким, однородным, изотропным, равноосным зерном с преимущественно большеугловыми границами и низкой плотностью дислокаций в теле зерна. Особенности структуры наследуются при дальнейших деформационных воздействиях. Показано, что применение прокатки со сдвигом, совмещенной с холодным волочением, позволяет получить проволоку малых сечений без промежуточного отжига благодаря большому запасу пластичности.*

**Ключевые слова:** малоуглеродистая сталь, интенсивная пластическая деформация, границы зерен, свойства, структура

### Введение

Интенсивные пластические деформации металлов являются признанным инструментом для формирования мелкодисперсных структур. Под ИПД понимается деформация в условиях действия нескольких сил или моментов сил. К таким схемам деформации, активно развивающимся в последнее время, относится ИПД с применением высокого давления и сдвига. Для различных классов материалов накопилось значительное количество данных о совместном влиянии сдвиговых напряжений и давления на процессы структурообразования [1–7]. Совокупность этих двух факторов дает возможность осуществить процесс холодной пластической деформации с накоплением степени деформации [8,9]. Получены материалы с высоким уровнем прочности при сохранении пластичности, однако известные схемы не позволяют изготавливать эти материалы в количестве, достаточном для широкого применения в хозяйственной деятельности.

Именно поэтому особый интерес вызывают схемы непрерывной ИПД, которые дают возможность получить материалы с измененным соотношением прочность–пластичность в объемах, пригодных для промышленного использования. Наиболее распространенными схемами горячей (теплой) ИПД являются

всесторонняя изотермическая ковка [10], используемая для промышленного изготовления слитков из сплавов титана, и прокатка со сдвигом – для деформации слитков сталей [11]. Горячая ИПД позволяет сформировать мелкое, однородное, изотропное, равноосное зерно с преимущественно большеугловыми границами и низкой плотностью дислокаций в его теле (хотя размеры этого зерна существенно больше, чем у полученного при холодной ИПД).

Следствием формирования такой структуры являются:

1) возможность получения сталей с высоким уровнем прочности и пластичности одновременно. Так, в работе [12] на примере углеродистой стали 70 показана возможность изготовления такого материала;

2) формирование структуры без анизотропии по отношению к оси деформации [13]. Это дает возможность получить высокий уровень запаса пластичности ( $\sigma_y/\sigma_b$ ) в случае дальнейших холодных обработок [14,15].

Цель данной статьи – проведение анализа структуры и свойств малоуглеродистой стали после горячей прокатки со сдвигом и традиционного холодного волочения в сравнении со стандартной прокаткой и холодным волочением.

### Методика эксперимента

В качестве исследуемого материала была выбрана малоуглеродистая конструкционная сталь марки 08Г2С (табл. 1). Использовались такие деформационные методы, как горячая традиционная прокатка (ТП) и горячая прокатка со сдвигом (ПС) (обе в комбинации с холодным волочением). Для анализа свойств и структуры применяли различные методики, такие как: испытания на растяжение и изгиб, определение микротвердости и плотности, рентгеноструктурный анализ, трансмиссионная и сканирующая электронная микроскопия, оптическая микроскопия, фрактография, а также дифракция обратнорассеянных электронов (ДОЭ).

Таблица 1

Химический состав стали 08Г2С

| C    | Mn   | Si   | S     | P     | Cr   | Ni   | Cu   | N <sub>2</sub> |
|------|------|------|-------|-------|------|------|------|----------------|
| 0.08 | 1.87 | 0.82 | 0.020 | 0.022 | 0.02 | 0.02 | 0.02 | 0.007          |

Анализ текстуры образцов был выполнен с помощью метода ДОЭ. В отличие от традиционных рентгеновских методов, которые позволяют анализировать большую площадь образца, применяя ДОЭ, можно исследовать локальные участки. Таким образом, ДОЭ позволяет проводить детальные измерения текстуры в выбранных участках при различных обработках.

Реализуется схема горячей ПС со значительными разовыми обжатиями. Ее особенностью является создание значительных сдвиговых деформаций в процессе формоизменения в калибрах. При этом пластическую деформацию металла осуществляют не менее двух раз при температуре ниже температуры нижней критической точки фазовых превращений, с частичным обжатием не менее 0.10 в парах калибров, где первый в паре является пластовым, а второй – ребровым простой формы. Следующее охлаждение проводят в любой из охла-

ждающих сред со скоростью не менее 1.5°C/min до температуры конца структурных преобразований. Особенностью схемы является то, что прокатку в ребровых калибрах осуществляют при смещении их ручьев относительно друг друга вдоль оси валков (рис. 1) на расстоянии 0.05–0.20 ширины ручья [11].

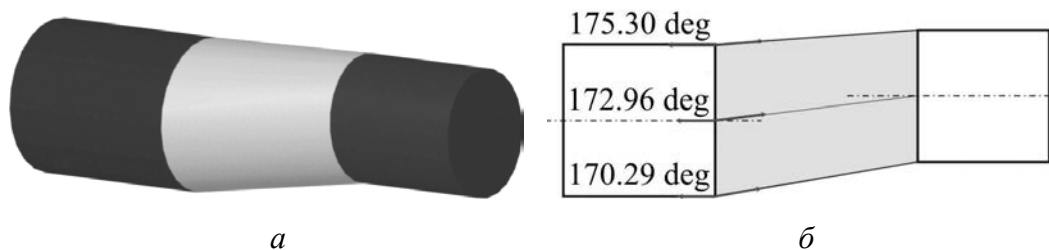


Рис. 1. Очаг деформации в сдвиговом калибре при прокатке со сдвигом: *а* – изометрия (общий вид), *б* – схема очага

Для оценки деформации, накопленной при прокатке со сдвигом, воспользуемся схемой, представленной на рис. 1,б. Так, при ПС деформацию можно разложить на деформацию прокатки и деформацию сдвига. Для определения степени деформации прокатки воспользуемся формулой  $e = \ln(S/S_0)$ , что в нашем случае даст  $e = 0.36$ .

Деформацию сдвига рассчитаем по формуле, предназначенной для определения деформации при РКУП, а именно  $e = 2 \frac{\text{ctg}\theta}{\sqrt{3}}$  [16]. Ввиду неоднородности

очага деформации необходимо проинтегрировать данное выражение по всем углам  $\theta$ . Для упрощения расчетов возьмем 3 точки, как показано на схеме рис. 1,б, и, усреднив накопленную деформацию, получим оценку среднего значения накопленной деформации в сдвигающем калибре  $e = 0.14$ . Таким образом, общая накопленная деформация будет  $e = 0.36 + 0.14 = 0.5$ , что на 40% больше, чем в случае прокатки без сдвига. Данные оценки удовлетворительно согласуются с экспериментальными измерениями мощности, потребляемой двигателями сдвигающих валков [13]. Как известно, мощность прямо пропорционально связана с давлением на рабочий инструмент и накопленной деформацией. В работе [13] установленная экспериментально разница потребляемой мощности составляет 30%, что на 10% меньше, чем изменение деформации в наших оценках. Таким образом, оценка степени деформации, выполненная расчетным путем, расходится на 10% с экспериментально установленной величиной, что является вполне допустимым с учетом того, что для ее оценки использовалась формула для расчета деформации при РКУП.

## Результаты и их обсуждение

### 1. Влияние прокатки со сдвигом на свойства и структуру малоуглеродистой стали

Эксперименты показали, что прочностные свойства металла при ПС и ТП сопоставимы. В то же время пластические характеристики имеют особенно-

сти. Технологическая пластичность металла при ПС на 60% выше, чем в случае применения традиционной прокатки (табл. 2).

Таблица 2

Свойства малоуглеродистой стали 08Г2С после прокатки

| Вид обработки         | $\rho$ , g/cm <sup>3</sup> | $\sigma_b$ , МПа | $\psi$ |
|-----------------------|----------------------------|------------------|--------|
| Традиционная прокатка | 7.75                       | 690              | 45     |
| Прокатка со сдвигом   | 7.76                       | 620              | 75     |

Такие отличия в пластических характеристиках можно объяснить, проанализировав структуру металла. При ПС средний диаметр перлитных колоний в два раза меньше среднего диаметра колоний при ТП. Следует отметить, что по данным оптической микроскопии и растровой электронной микроскопии структура металла после прокатки со сдвигом характеризуется изотропностью структуры в поперечном и продольном сечениях. Для ПС-металла наблюдаются равноосность зерен и отсутствие разнотерности (рис. 2), в отличие от ТП-технологии.

К тому же материал, обработанный по схеме ПС, обладает относительно чистым от дислокаций ферритным зерном (плотность дислокаций в теле зерна

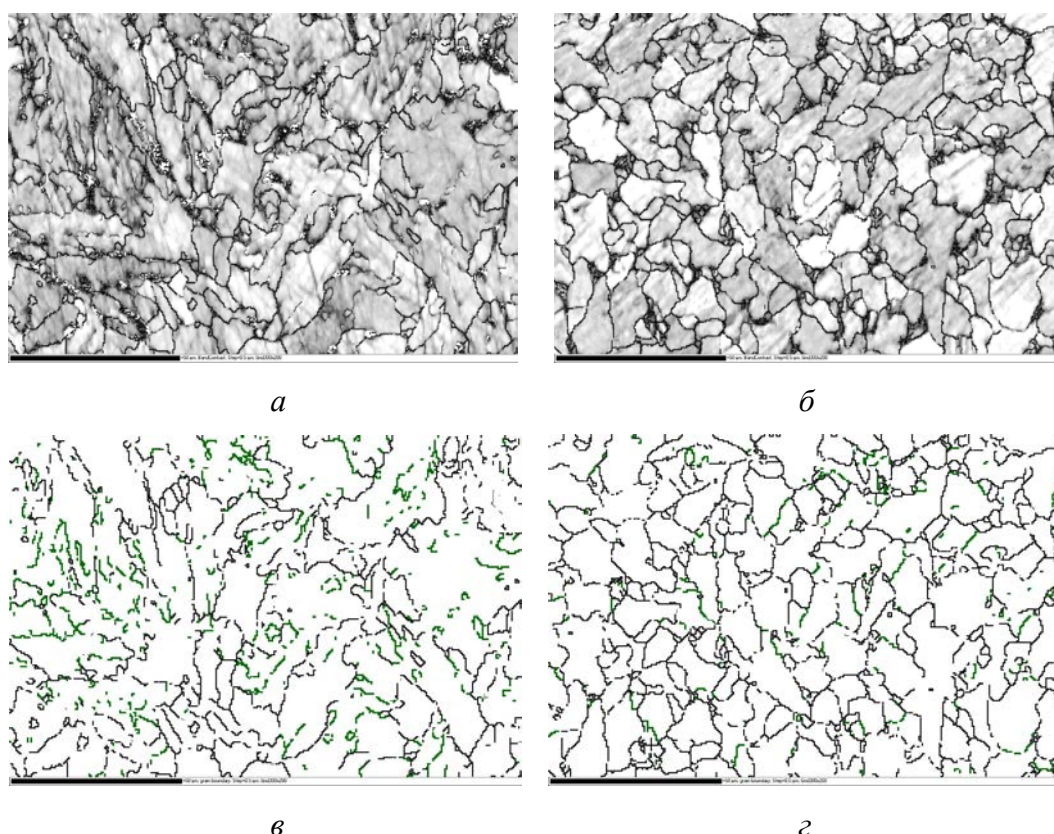


Рис. 2. ДОО карты горячекатаной малоуглеродистой стали 08Г2С, полученной по разным технологиям (поперечное сечение): *а, в* – ТП; *б, з* – ПС; *а, б* – карты контрастов; *в, з* – карты границ зерен (зеленые – малоугловые границы, черные – большеугловые)

на 3 порядка меньше, чем при ТП) и более утолщенными границами зерен (рис. 3). Кроме того, видны следы стока дислокаций на границы зерен. Это свидетельствует о том, что при деформации прокаткой со сдвигом происходят интенсификация движения дефектов и их активный сток на границы зерен, вследствие чего последние утолщаются. Высокая подвижность дислокаций обусловлена тем, что при прокатке со сдвигом в материале преобладают дислокации с винтовой компонентой, которые в процессе деформации могут менять свою плоскость скольжения [13].

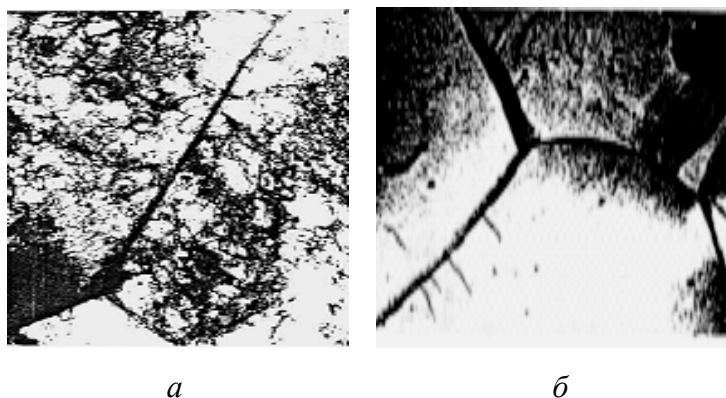


Рис. 3. Тонкая структура малоуглеродистой горячекатаной стали 08Г2С (поперечное сечение),  $\times 20000$ : а – ТП, б – ПС

На рис. 4 приведены данные по количеству большеугловых и малоугловых границ в малоуглеродистой стали, полученной по разным технологиям. Хорошо видно, что стандартная схема деформации формирует большое (70%) количество малоугловых границ, а прокатка со сдвигом – в основном (90%) большеугловые границы.

Анализ текстуры, выполненный с помощью ДОЭ, показал, что применяя ПС-технологию, мы получаем материал с менее выраженной аксиальностью текстуры, т.е. с меньшей анизотропностью структуры. При горячей прокатке формируется характерная текстура прокатки (рис. 5,а, плоскости (110) – характерные для ОЦК-материалов), в то время как с применением ПС-технологии такого не наблюдается, и в целом полюсные фигуры имеют меньшую остроту пиков (рис. 5,б).

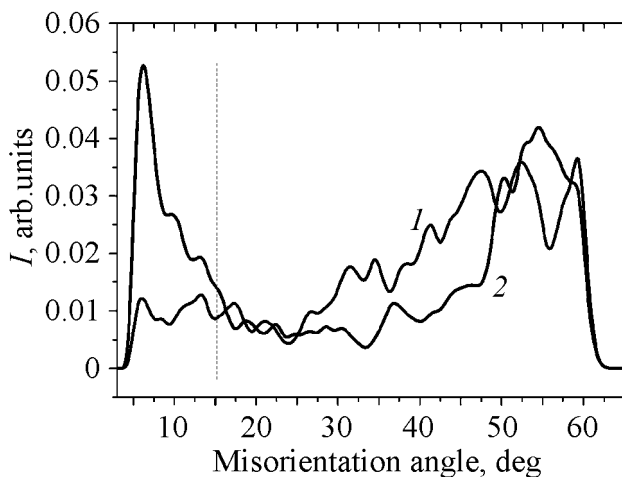


Рис. 4. Распределение разориентировок границ зерен горячекатаной малоуглеродистой стали 08Г2С, полученной по разным технологиям (поперечное сечение): 1 – ПС, 2 – ТП

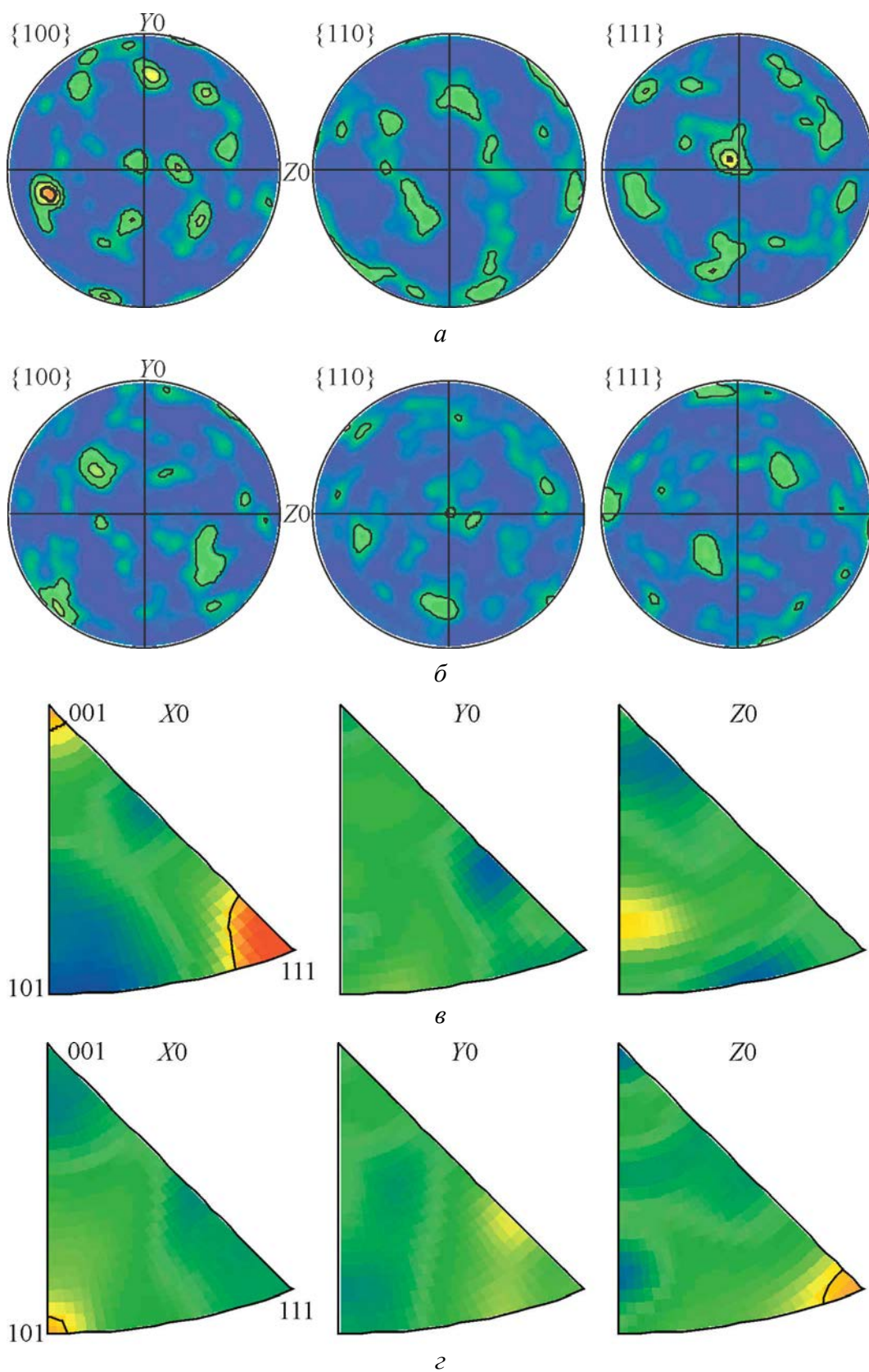


Рис. 5. Прямые (а, б) и обратные (в, з) полюсные фигуры рекристаллизованных зерен: а, в – исходные состояния; б, з – после ВЭ

Анализ обратных полюсных фигур может давать информацию не только о наличии текстуры в образце, но и о механизмах, протекающих в процессе обработки (рис. 5, в, з). Как видно из рисунка, в плоскости, перпендикулярной прокатке (Z0), имеются отличия. Так, для ТП полюсная плотность сосредоточена между направлениями  $\langle 100 \rangle$  и  $\langle 101 \rangle$ , в то время как при ПС максимальная полюсная плотность сосредоточена у направления  $\langle 111 \rangle$ . Ввиду того, что основной системой скольжения для ОЦК-материалов является  $\{110\}\langle 111 \rangle$ , можно говорить о том, что при ПС активно развито скольжение в направлении, поперечном оси деформации. Такое поведение материала можно связать с активным поперечным перетеканием стали в деформирующих калибрах.

## 2. Влияние комбинации прокатки со сдвигом и последующего волочения на свойства и структуру малоуглеродистой стали

Анализируя изменения физико-механических характеристик малоуглеродистой стали при комбинации прокатки со сдвигом и последующим холодным волочением (ПСВ) (рис. 6) в сравнении с традиционной технологией прокатки, совмещенной с холодным волочением (ТПВ), можно сказать следующее:

1) в изменениях плотности и микротвердости ТПВ-материала (рис. 6, а) проявляется классическое поведение. С увеличением степени деформации микротвердость растет, а плотность падает. Некоторый рост плотности при степени деформации  $e = 0.4$  обусловлен применением смягчающего отжига ( $T = 600^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 1 \text{ h}$ ) ввиду невозможности дальнейшего деформирования. Спад микротвердости на заключительном этапе обусловлен накоплением пористости и микротрещинами;

2) при использовании ПСВ (рис. 6, а) меняется характер поведения плотности и микротвердости. Если для классического случая с ростом микротвердости плотность падает, то в данном случае наблюдается абсолютно иная картина. На первом этапе ( $e = 0-0.5$ ) микротвердость и плотность уменьшаются, а на втором этапе ( $e = 0.5-1.5$ ) с ростом микротвердости повышается и плотность. Данный эффект увеличения плотности стали с ростом деформации волочением наблюдался также другими авторами [17] при волочении малоуглеродистой стали, полученной предварительным деформированием РКУП.

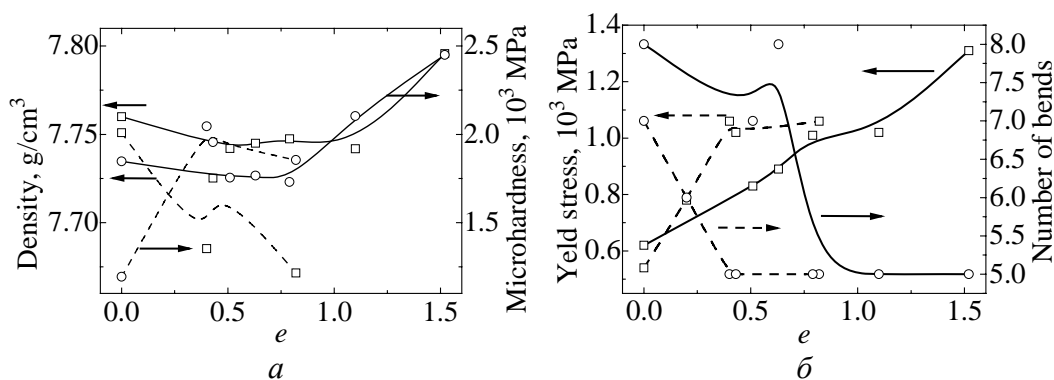
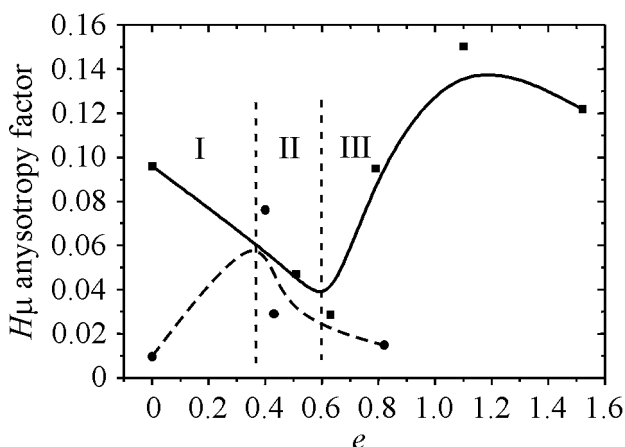


Рис. 6. Свойства образцов горячекатаной малоуглеродистой стали, полученной по разным технологиям: - - - - ТПВ, — — — — ПСВ

Такое поведение материала может быть объяснено эффектом интенсификации движения дефектов [13] при деформации со сдвигом. При ИПД в материале аккумулируется большее количество энергии, которая диссипирует за счет образования дислокаций с винтовыми компонентами и увеличения их подвижности. Поэтому при дальнейшей деформации дислокации аннигилируют. Это может происходить вследствие двух процессов. Первый по механизму близок к эффекту Баушингера, так как меняется знак приложения нагрузки и металл течет в направлении, перпендикулярном последнему такту деформации. Второй процесс – это активный сток вакансий и дислокаций на границы зерен вследствие интенсифицированного движения дефектов;

3) при увеличении степени деформации имеются особенности в изменении прочностных и пластических характеристик (рис. 6,б). Процесс упрочнения и потери пластичности при традиционной прокатке и последующем волочении происходит более интенсивно. С предварительным применением ПС-технологии упрочнение идет не так интенсивно, однако при предельной степени деформации  $e = 1.5$  значение  $\sigma_y = 1320$  МПа (в отличие от обработки ТПВ, для которой  $\sigma_y = 900$  МПа). Значение технологической пластичности при ПСВ на 25% больше, чем при ТПВ. Следует отметить, что при одинаковых показателях пластических характеристик ПС-технология обеспечивает на 25% большее значение предела текучести.

Оптимальные значения прочности и пластичности при применении ПС-технологии достигаются с минимумом показателя анизотропии микротвердости ( $e = 0.6$ ) (рис. 7). Для ТПВ на I этапе волочения до  $e = 0.38$  наблюдается значительный рост анизотропии в отличие от схемы ПСВ, где на первых этапах анизотропия микротвердости не растет, а убывает.



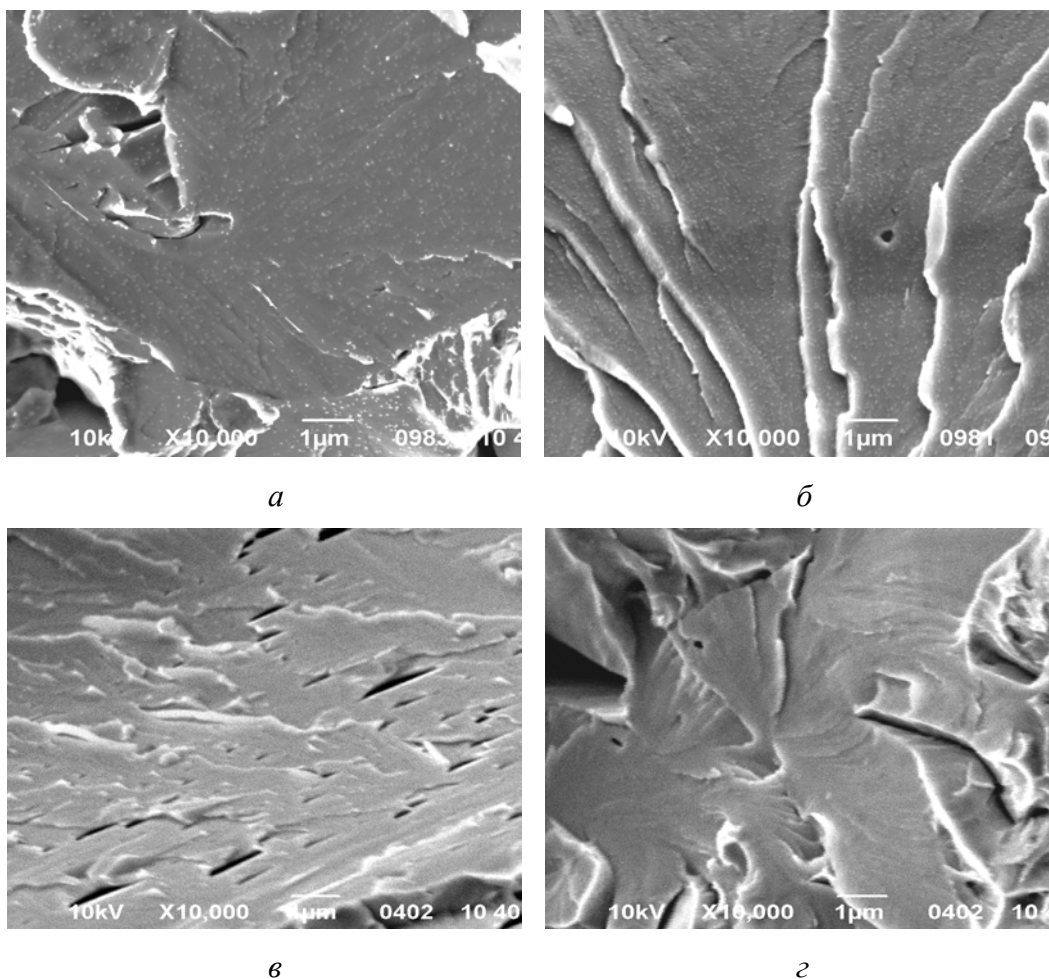
**Рис. 7.** Анизотропия микротвердости образцов горячекатаной малоуглеродистой стали, полученной по разным технологиям: ● – ТПВ, ■ – ПСВ. Римские цифры обозначают этапы волочения

На II этапе волочения для схемы ТПВ происходит резкое снижение анизотропии микротвердости вследствие отжига. На III этапе для ТПВ наблюдается дальнейшее снижение анизотропии микротвердости вследствие формирования пор и микротрещин. На начальных этапах волочения анизотропия микротвердости определяется анизотропией зеренной структуры, т.е.



плотностью границ зерен и дислокаций в теле зерна, в то время как при развитой деформации большее влияние на уровень микротвердости оказывают объемные дефекты – поры и микротрещины. Это хорошо иллюстрирует рис. 7, кривая для ПСВ, III этап. Таким образом, на III этапе деформации поведение деформируемого материала совпадает для ТПВ и ПСВ и отличается принципиально для I и II этапов.

На III этапе деформации ПСВ происходит снижение анизотропии микротвердости по той же причине, что и при ТПВ, т.е. вследствие образования пор и микротрещин. Это подтверждается фрактограммами поверхностей изломов, которые представлены на рис. 8. На них видно, что в горячекатаном состоянии материал не содержит таких дефектов, как микропоры и микронесплошности, наблюдается картина хрупкого излома с образованием фасеток разрушения большого размера. В случае же дальнейшего волочения излом меняет свой характер с фасеточного на пластинчатый и остается хрупким, однако фиксируется незначительное количество микропор.



**Рис. 8.** Фрактограммы поверхностей излома: *а* – ПС ( $e = 2.7$ ), *б* – ПСВ ( $e = 3.5$ ), *в* – ТП ( $e = 2.7$ ), *г* – ТПВ ( $e = 3.5$ )

На фрактограммах образцов после ПСВ пор существенно меньше, чем в ТПВ-материале, а поверхность разрушения имеет более развитый рельеф, характеризующийся большим количеством бороздок и значительно меньшим размером участков хрупкого разрушения, что свидетельствует о немотонном характере развития трещины. Эти же особенности характерны и для поверхностей разрушения образцов в состоянии после волочения. Из рис. 8,2 видно, что высота рельефа бороздок на поверхности разрушения увеличивается, отдельные фасетки разрушения имеют различную пространственную ориентацию, а сама поверхность фасеток имеет волнистую морфологию. Это означает, что материал имеет повышенное сопротивление хрупкому разрушению, что подтверждается и на макроуровне. При волочении материала ПСВ достигается предельная степень деформации  $e = 1.53$ , тогда как для материала ТПВ значение степени деформации составляет 0.82.

### Выводы

Путем сравнительного анализа показано, что применение прокатки со сдвигом, совмещенной с холодным волочением, позволяет получить проволоку малых сечений без промежуточного отжига благодаря большому запасу пластичности. Последний обеспечивается формированием специфической структуры с мелким, однородным, изотропным, равноосным зерном с преимущественно большеугловыми границами и низкой плотностью дислокаций в теле зерна. Достичь данных результатов позволило применение сдвиговых деформаций, которые привели к формированию структуры материала, отличной от сформированной стандартными методами. Это обуславливает повышение как физико-механических, так и эксплуатационных характеристик малоуглеродистой стали, обработанной методами деформации на основе горячей ИПД, совмещенной с традиционным холодным волочением.

Авторы статьи выражают глубокую благодарность к.т.н. А.А. Толпе за предоставленный материал для исследований; д.ф.-м.н., проф. М.М. Мышляеву – за плодотворное обсуждение результатов и к.т.н. В.В. Бурховецкому – за помощь в проведении ДОЭ-анализа образцов.

1. *Н.И. Носкова, А.В. Корзников, С.Р. Идрисова*, ФММ **89**, № 4, 103 (2000).
2. *В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, С.В. Добаткин, С.Г. Сынков, В.М. Ткаченко, А.В. Решетов*, ФТВД **12**, № 4, 53 (2002).
3. *Т.И. Чащухина, М.В. Дегтярев, Л.М. Воронова, Л.С. Давыдова, В.П. Пилюгин*, ФММ **91**, № 5, 75 (2001).
4. *С.И. Каверина, Э.П. Печковский, Г.Ф. Саржан, С.А. Фирстов*, Металлофиз. новейшие технол. **24**, 251 (2002).
5. *C.M. Sellars, G.J. Davies*, The Metals Society № 5, 3 (1980).
6. *B. Donnay, U. Lotter*, ECSC final report contract No. 7210-EC/205-304-106(92-D3.02a-b-c).

7. В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, Л.С. Метлов, А.Ф. Морозов, А.С. Домарева, С.Г. Сынков, В.Г. Сынков, Т.П. Заика, ФТВД **12**, № 1, 29 (2002).
8. Р.З. Валиев, И.В. Александров, Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией, Логос, Москва (2000).
9. Ф.З. Утяшев, Ф.У. Еникеев, В.В. Латыш, Металлы № 4, 72 (1998).
10. С.В. Жеребцов, Р.М. Галеев, О.Р. Валиахметов, С.П. Малышева, Г.А. Салищев, М.М. Мышляев, КШП № 7, 17 (1999).
11. О.Г. Пашинська, Д.П. Кукуй, О.Г. Манишлін, А.В. Феофілактов, Спосіб отримання сортового прокату, Деклараційний патент України UA 13768, Бюл. № 4 (2006).
12. Е.Г. Пашинская, А.А. Толпа, Металлы № 5, 85 (2004).
13. Е.Г. Пашинская, Физико-механические основы измельчения структуры при комбинированной пластической деформации, Вебер, Донецк (2009).
14. Е.Г. Пашинская, А.А. Толпа, М.М. Мышляев, А.В. Завдоев, В.В. Гришаев, Металлы № 6, 25 (2011).
15. E. Pashinska, V. Varyukhin, A. Zavdoveev, V. Stolyarov, Emerging Materials Research **1**, № 3, 121 (2012).
16. Г.И. Рааб, Автореф. ... дис. д-ра техн. наук, УГАТУ, Уфа (2009).
17. Yu.Yu. Efimova, Formation of structure and properties of carbon steels at ECAP and further drawing, PhD Thesis, Magnitogorsk, Russia (2009).

*О.Г. Пашинська, А.В. Завдоев*

### ЗАСТОСУВАННЯ ПРОКАТКИ ЗІ ЗСУВОМ І ТРАДИЦІЙНОГО ВОЛОЧІННЯ ДЛЯ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ Й ВЛАСТИВОСТЕЙ МАЛОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ

На прикладі маловуглецевої сталі, деформованої прокаткою зі зсувом, показано, що гаряча інтенсивна пластична деформація (ІПД) призводить до формування структур з дрібним, однорідним, ізотропним, рівноосьовим зерном з переважно великокутовими межами й низькою щільністю дислокацій у тілі зерна. Особливості структури наслідуються при подальших деформаційних діях. Показано, що застосування прокати зі зсувом, суміщеної з холодним волочінням, дозволяє отримати дріт малих перерізів без проміжного відпалу завдяки великому запасу пластичності.

**Ключові слова:** маловуглецева сталь, інтенсивна пластична деформація, межі зерен, властивості, структура

*E.G. Pashinskaya, A.V. Zavdoveev*

### USE OF ROLLING WITH SHEAR AND TRADITIONAL DRAWING FOR FORMATION OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF LOW-CARBON STEELS

By the example of low-carbon steel deformed by rolling with shear, it is shown that hot severe plastic deformation (SPD) results in formation of structures with fine homogene-

ous isotropic uniaxial grains, dominating high-angle boundaries and low density of dislocations in the bulk of the grain. The features of the structure are inherited after the succeeding deformations. It is shown that the use of rolling with shear combined with cold drawing allows obtaining of the wire of small cross-section without intermediate anneal due to high reserve of plasticity.

**Keywords:** low-carbon steel, severe plastic deformation, grain boundaries, properties, structure

**Fig. 1.** Deformation region in shear pass in the course of rolling with shear:  $a$  – isometric projection (overall view),  $\bar{b}$  – the scheme of the region

**Fig. 2.** EBSD maps of the hot-rolled low-carbon steel 08Г2С obtained by different technologies (cross-section):  $a, \bar{a}$  – traditional rolling (TR);  $\bar{b}, \bar{c}$  – rolling with shear (RS);  $a, \bar{b}$  – contrast maps;  $\bar{a}, \bar{c}$  – grain boundary maps (small-angle boundaries are colored in green, high-angle boundaries are black)

**Fig. 3.** Fine structure of the low-carbon hot-rolled steel 08Г2С (cross-section), magnification  $\times 20000$ :  $a$  – TR,  $\bar{b}$  – RS

**Fig. 4.** Distribution of misorientations of grain boundaries of the hot-rolled low-carbon steel 08Г2С obtained by different technologies (cross-section): 1 – RS, 2 – TR

**Fig. 5.** Direct ( $a, \bar{b}$ ) and inverse ( $\bar{a}, \bar{c}$ ) polar figures of re-crystallized grains;  $a, \bar{a}$  – the initial state,  $\bar{b}, \bar{c}$  – after twist extrusion

**Fig. 6.** Properties of the samples of hot-rolled low-carbon steel obtained by different technologies: - - - – traditional rolling with cold drawing (TRD), — – rolling with shear and succeeding cold drawing (RSD)

**Fig. 7.** Anisotropy of microhardness of samples of hot-rolled low-carbon steel obtained by different technologies: ● – TRD, ■ – RSD. Stages of drawing are labeled by Roman figures

**Fig. 8.** Fractography of fracture surface:  $a$  – RS ( $e = 2.7$ ),  $\bar{b}$  – RSD ( $e = 3.5$ ),  $\bar{a}$  – TR ( $e = 2.7$ ),  $\bar{c}$  – TRD ( $e = 3.5$ )