

PACS: 81.40.Gh

Е.Г. Пашинская¹, А.А. Толпа², В.Н. Варюхин¹, В.В. Столяров³

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ КАТАНКИ ИЗ СТАЛИ 70, ПОЛУЧЕННОЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКОЙ СО СДВИГОМ ПРИ ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГЕ И ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина

²НПО «ДОНИКС»
ул. Ф. Зайцева, 46а, г. Донецк, 83086, Украина

³Институт машиноведения им. А.А. Благоднарова РАН
Малый Харитоньевский пер., 4, г. Москва, 101990, Россия

Статья поступила в редакцию 18 мая 2007 года

Рассмотрено влияние структурной наследственности катанки из стали 70, полученной горячей прокаткой со сдвигом, при последующих отжиге и холодной деформации. Показано, что прокатка по стандартной схеме формирует более крупное аустенитное зерно, что приводит при охлаждении к формированию перлитных колоний различной морфологии. При дальнейшем отжиге сфероидизация стали, прошедшей деформацию по технологии прокатки со сдвигом, проходит за меньшее время в сравнении с катанкой после стандартной прокатки. При холодной деформации катанки после прокатки со сдвигом формируется структура с меньшим количеством дефектов. Обнаруженные особенности структуры определяют уровень механических свойств.

Введение

Одним из перспективных направлений исследований является изучение влияния комбинированной пластической деформации на формирование структуры и механических свойств металлических материалов с целью получения субмикроструктурных структур, обеспечивающих высокий уровень прочностных и пластических характеристик. Под комбинированной пластической деформацией понимают формоизменение материала в сложном напряженном состоянии под влиянием нескольких сил или моментов сил. В последние 10 лет активно развиваются новые виды комбинированной пластической деформации с использованием кручения (сдвига) (КПДС) для получения нано- и субмикроструктурных материалов с высоким уровнем прочностных и пластических характеристик [1–5].

Ранее показано [6–10], что прокатка со сдвигом (ПС) приводит к формированию субмикроструктурной структуры, характеризующейся наличием высо-

коугловых зерен и малой плотностью дефектов в теле зерна. При прокатке по стандартной технологии (СТ) плотность дефектов выше на несколько порядков. Показано, что в случае ПС цементитные пластины находятся в условиях одноосного изгиба. Тогда как для пластин цементита после СТ характерно симметричное напряженное состояние. Структурные особенности, обнаруженные в распределении дефектов, могут вызвать различные процессы при нагреве сталей.

Методика исследований

В качестве объекта исследований была выбрана сталь 70 стандартного состава. Образцы данной стали обрабатывали методами ПС и СТ с последующим сфероидизирующим отжигом (700°C, 2 h). После обработки образцы испытывали на одноосное растяжение с целью определения механических свойств стали. Структуру изучали методами оптической и просвечивающей электронной микроскопии, а также рентгеноструктурного анализа.

Результаты и их обсуждение

При одинаковой твердости (202 НВ) образцов характеристики прочности и пластичности отличаются: отожженная сталь ПС имеет $\sigma_{0,2} = 467 \text{ N/mm}^2$, $\sigma_B = 736 \text{ N/mm}^2$, $\delta = 28\%$, $\psi = 50\%$, а сталь СТ – $\sigma_{0,2} = 477 \text{ N/mm}^2$, $\sigma_B = 762 \text{ N/mm}^2$, $\delta = 24\%$, $\psi = 45\%$. Причем, если в стали СТ в области $\sigma_{0,2}$ на диаграмме растяжения наблюдается незначительный перегиб кривой, то кривая растяжения ПС имеет «зуб текучести». Это указывает на то, что сталь СТ и после отжига сохранила в достаточном количестве дислокации, которые препятствуют пластическому течению металла при растяжении. И, наоборот, в термообработанной стали ПС дислокаций намного меньше, и они перед испытанием были блокированы примесями внедрения, в частности атомами углерода. Разблокировка дислокаций от примесных атмосфер Коттрелла с последующим движением свободных дислокаций при растяжении стали привела к появлению «зуба текучести».

Различие механических свойств отожженных образцов связано с особенностями их микростроения. Как следует из электронно-микроскопического анализа, степень сфероидизации цементита в сталях не совпадает. Так, если в стали СТ сохранились остовы сорбита с межпластиночным расстоянием 0.2 μm и размерами колоний, порой достигающими 5 μm , то в стали ПС произошла почти полная сфероидизация цементита (рис. 1).

Следующая за отжигом пластическая деформация при одноосном растяжении привела к генерированию дислокаций в феррите и цементите, и в нем отмечены сдвиги по плоскостям скольжения (рис. 2), при этом на электронограмме наблюдается раздвоение рефлексов. В феррите, входящем в состав перлита и находящемся в изолированном состоянии в виде отдельных зерен, наблюдается существенное различие в структуре. Плотность дислокаций в феррите сталей СТ после отжига и деформации намного больше, чем для

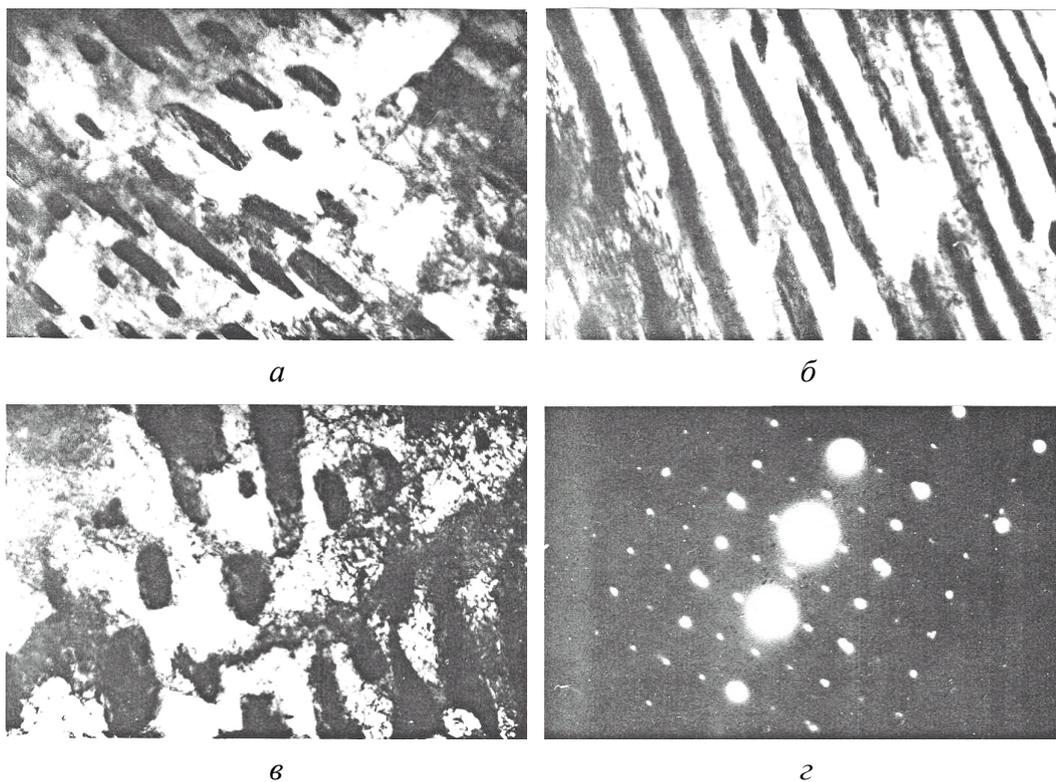


Рис. 1. Структура отожженных сталей ПС (*а, в*) и СТ (*б, з*) после сфероидизирующего отжига; *а, б* – $\times 18000$, *в, з* – $\times 46000$

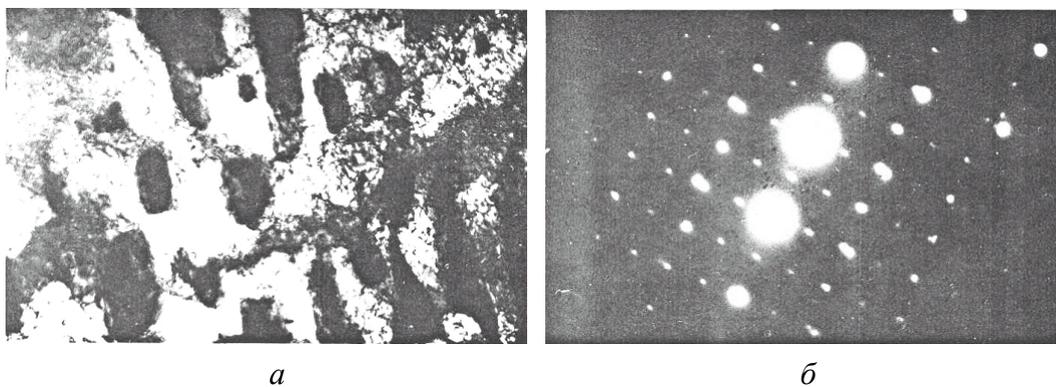


Рис. 2. Структура стали СТ (*а*) и микроэлектронограмма цементита с раздвоенными рефлексами (*б*) после сфероидизирующего отжига и растяжения, $\times 46000$

стали ПС (рис. 3). Причем в стали СТ дислокации скапливаются в микрообъемах, образуя «клубки», а в ПС при деформации довольно часто формируется совершенная ячеистая структура (рис. 3, *в, з*), которая представляет собой области, свободные от дислокаций, разделенные дислокационными стенками. Средний размер ячеек достигает $0.5 \mu\text{m}$. Такая структура обычно формируется как результат перегруппировки дислокаций путем поперечного скольжения. Ускоренная сфероидизация карбидов при отжиге стали ПС, появление «зуба текучести» на диаграммах растяжения и формирование при малых степенях

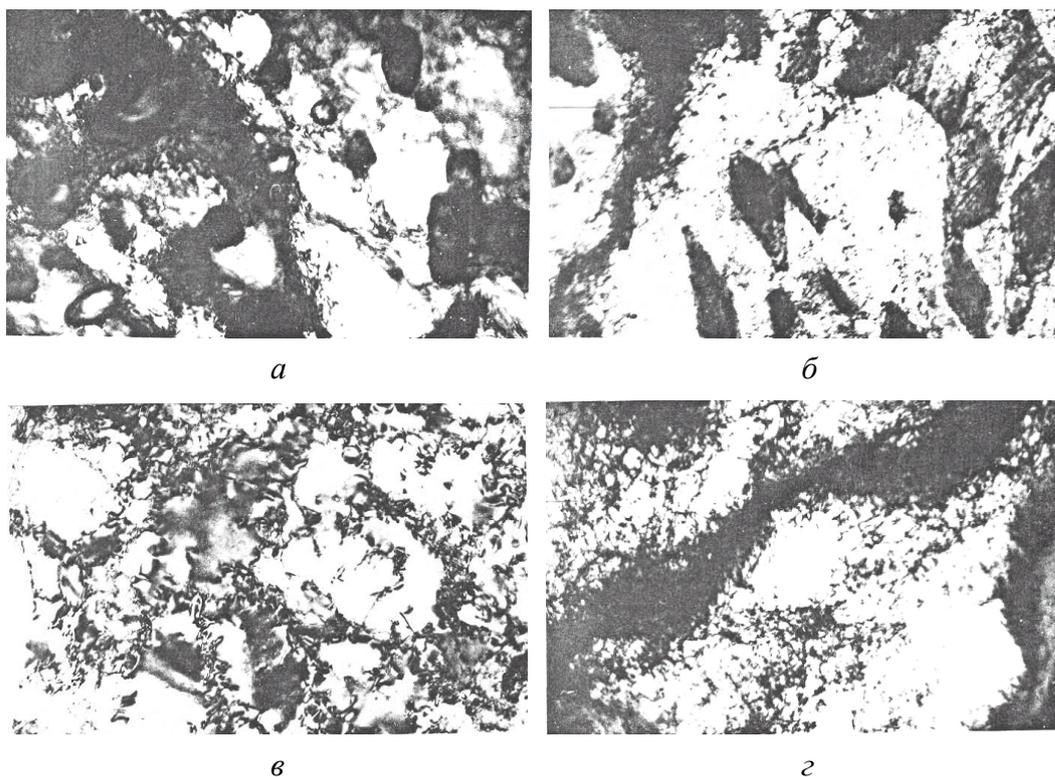


Рис. 3. Структура перлита (*а, б*) и феррита (*в, з*) стали 70 после сфероидизирующего отжига и растяжения: *а, в* – деформация ПС; *б, з* – СТ; $\times 46000$

деформации ячеистой структуры представляют собой необычные явления и могут объясняться большей подвижностью дислокационной структуры.

Однако согласно существующим воззрениям процессы сфероидизации и поперечного скольжения дислокаций интенсивнее должны протекать в металле с высокой плотностью дислокаций, т.е. в стали СТ. Это противоречит полученным в эксперименте данным.

Очевидно, процессы дробления пластин цементита и диффузионные процессы перераспределения атомов углерода и железа, происходящие во время сфероидизирующего отжига стали ПС, протекают несколько иначе, чем в обычных сталях.

Принято считать, что процессы растворения тонких пластин цементита на начальных этапах сфероидизации, коалесценции (объединение мелких частиц в более крупные) и коагуляции (увеличение размеров частиц) карбидов непосредственно связаны с влиянием структурных дефектов, в области которых происходит и растворение пластин, и диффузионный массоперенос, обеспечивающие сфероидизацию цементита и ее полноту. Чем выше исходная плотность дефектов в феррите и цементите, тем интенсивнее протекают эти процессы.

В горячекатаной стали 70 после ПС плотность дислокаций ниже, чем в стали после СТ. Тем не менее сфероидизация в стали после ПС опережает подобный процесс в стали СТ. По-видимому, в определенных микрообъемах возможны дробление (растрескивание) цементита и диффузия компонентов сплава

в поле напряжений из-за одноосного изгиба. К тому же значительное количество вакансий способствует протеканию процессов «восходящей» диффузии, которые проходят интенсивнее, чем обычная диффузия в поле концентраций.

Таким образом, наблюдаемые явления связаны с отличием в схемах деформации, с различием сложнапряженного состояния при стандартной и прокатке со сдвигом. Исследования микроструктуры и свойств непосредственно после прокатки и при дальнейших термомодеформационных воздействиях показали, что ПС, относящаяся к классу КПДС, формирует структуру с особенностями, наследующимися в дальнейших переделах.

Отмеченные особенности структуры и свойств исходной горячекатаной стали 70 после ПС в дальнейшем оказывают существенное влияние на процессы пластической деформации и структурного преобразования фаз в ходе холодной прокатки катанки на полосу (ленту). Как следует из картин строения микрообъемов металла (рис. 4), деформация катанки на полосу (степень

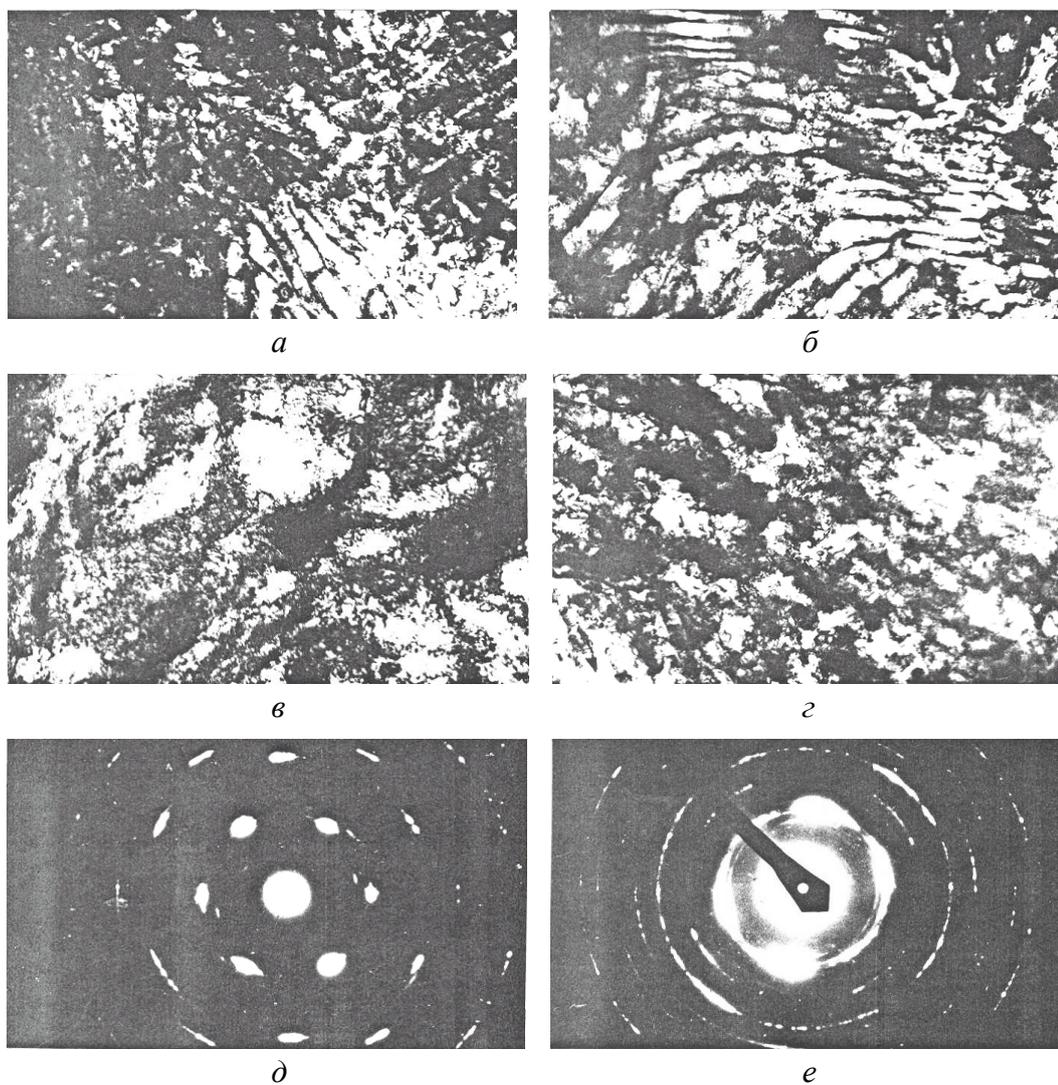


Рис. 4. Структура цементита (*а, б*), феррита (*в, г*) и микроэлектронogramмы (*д, е*) стали 70 после ПС (*а, в, д*) и СТ (*б, г, е*); *а, б* – $\times 18000$, *в, г* – $\times 23000$

деформации $\varepsilon = 80\%$) привела к значительному дроблению цементитных пластин и их изгибу, фрагментации феррита, возникновению большого количества дислокаций. Однако в сталях СТ и ПС эти процессы протекали неодинаково. Если в стали СТ произошло значительное дробление структуры и образовалась механическая текстура с весьма дисперсной ячеистой структурой феррита, то в стали ПС эти изменения менее выражены. Причем в ней размеры фрагментов феррита больше, а плотность дислокаций меньше (для стали ПС $\sim 10^{10} \text{ см}^{-2}$, для стали СТ $\sim 10^{13} \text{ см}^{-2}$). В этой стали можно обнаружить участки малодеформированного перлита, в то время как в стали СТ такие участки отсутствуют. Несмотря на то, что рентгенографически фиксируется значительная механическая текстура в макрообъемах стали ПС, с помощью микродифракции электронов можно обнаружить ферритные зерна с совершенной ячеистой структурой и со следами незначительной пластической деформации.

Методами рентгеноструктурного анализа установлено, что в результате холодной деформации стали произошло значительное диспергирование структуры, причем в стали ПС на дифрактограммах вообще не обнаружены линии цементита, что указывает на малый (менее $1 \text{ }\mu\text{m}$) размер его пластин. В обеих сталях наблюдается механическая текстура. Величина микроискажений кристаллической решетки, определяющая уровень микронапряжений феррита, в полосе СТ и ПС разная – соответственно 1.94 и $1.33 \text{ }\mu\text{grad}$. При этом микронапряжения в полосе по сравнению с исходным горячекатаным состоянием стали возросли по-разному: в СТ – в 3.5 раза, в ПС – в 2.6 раза.

Особенно важным результатом рентгенографических исследований является обнаруженное смещение дифракционных максимумов для полосы СТ и неизменное их положение для ПС, по сравнению с рентгенограммами отожженной стали и исходной катанки. Этот экспериментальный результат позволяет заключить, что сталь ПС в горячекатаном, отожженном и холоднодеформированном состояниях имеет равное нулю значение напряжений, т.е. в объемах металла нормальные растягивающие и сжимающие напряжения, имея одинаковую, но различную по знаку величину, компенсируют друг друга.

Смещение дифракционных максимумов для полосы СТ, по сравнению с катанкой и отожженной сталью, позволяют рассчитать величину напряжений и определить их знак. Установлено, что если в исходном состоянии стали перед холодной прокаткой уровень напряжений был нулевым, то в полосе он достиг значения $\sigma = 192 \pm 6 \text{ N/mm}^2$, т.е. в полосе СТ имеются существенные нормальные растягивающие напряжения, которые способны вызывать образование хрупких трещин.

В определенных условиях, при нарушении механического равновесия, образование трещин на поверхности полосы возможно и в стали ПС. Однако, учитывая наличие в ней сжимающих напряжений, ориентация трещин в полосе ПС должна быть иной, чем в полосе СТ, в которой преобладают растягивающие напряжения. Этот вывод подтверждается тем, что в полосе ПС трещины глубиной менее 1 mm на боковой кромке часто расположены под углом 45° к

оси прокатки. В то же время в полосе СТ трещины более глубоки, и, как правило, их поверхности ориентированы под углом 90° к направлению прокатки.

Таким образом, технология ПС, внося существенные изменения в структуру стали 70, формирует в ней иные, по сравнению с СТ, механические свойства. Для выяснения причин изменения структуры и свойств стали в зависимости от условий ее горячего деформирования были проведены следующие эксперименты.

Поскольку катанки СТ и ПС были получены деформацией заготовок из стали 70 одной выплавки и имели одинаковый химический состав, а различия в них заключались в создании различного напряженного состояния при горячей деформации стали, то, очевидно, особую роль при горячем наклепе и разупрочнении при динамической полигонизации и динамической рекристаллизации сыграли дислокационная структура и ее эволюция.

При изучении процесса сфероидизации цементита было замечено, что при малой плотности дислокаций в структуре движущей силой сфероидизации может быть величина градиента напряжений. Очевидно, роль напряжений противоположного знака уменьшается, если плотность дислокаций достигает некоторого критического значения (видимо, $10^{10} - 10^{11} \text{ см}^{-2}$). Тогда процессы сфероидизации карбидов, полигонизации и рекристаллизации феррита протекают по обычному, хорошо изученному механизму, который основан на учете роли дислокаций в преобразовании структуры. Подобный механизм обычно реализуется и при изучении динамического разупрочнения, происходящего в аустените при горячей деформации стали.

Для изучения влияния дислокаций на процессы полигонизации и рекристаллизации стали 70 холоднодеформированные полосы СТ и ПС с высокой плотностью дислокаций были подвергнуты сфероидизирующему отжигу при температуре 700°C в течение 2 ч.

Рентгенографически установлено, что в результате отжига наклепанного металла произошло полное снятие макро- и микронапряжений в полосах СТ и ПС, что связано, как это следует из данных электронной микроскопии, с совершенной равновесной структурой.

Отожженная сталь 70 характеризуется субзерненным строением феррита и глобулярным цементитом. Субзерна равноосны, во многих случаях не содержат дислокаций, а субзеренные границы являются границами наклона и в местах стыка часто имеют угол $\sim 120^\circ$. На стыке субзерен располагаются сферические частицы Fe_3C .

Размеры субзерен в полосах СТ и ПС неодинаковы (рис. 5). Средний размер ферритных кристаллитов в отожженной полосе СТ $\sim 0.9 \mu\text{m}$, т.е. размеры отличаются почти в два раза.

Это различие в исследуемых сталях связано, во-первых, с разной дисперсностью фаз в исходном горячекатаном состоянии и после холодной прокатки, во-вторых, с разной плотностью дислокаций в наклепанных полосах перед отжигом (в ПС $\sim 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и СТ $\sim 10^{13} \text{ см}^{-2}$).

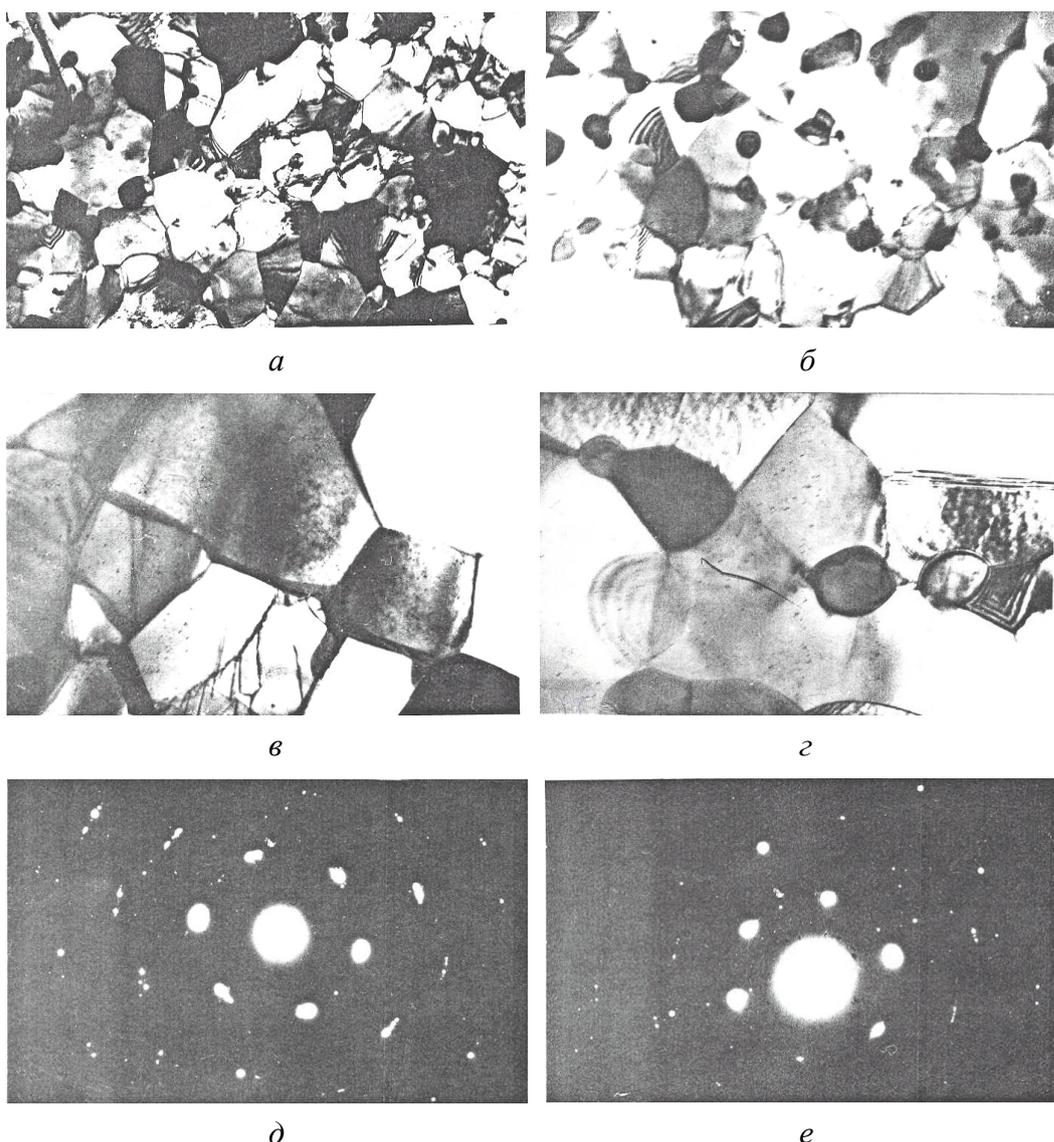
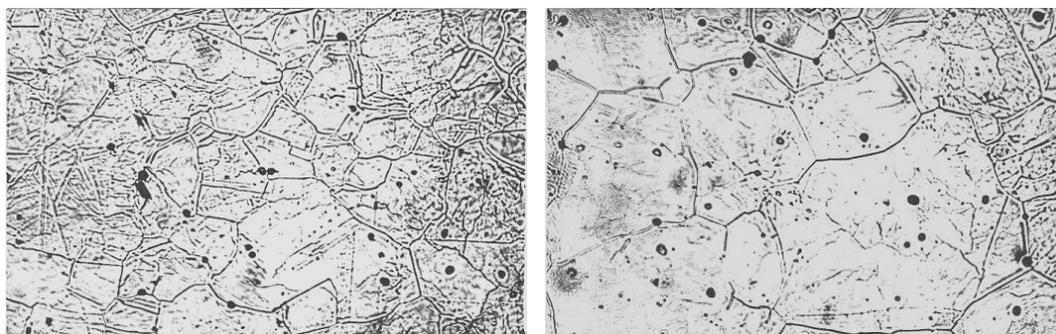


Рис. 5. Структура и микроэлектронграммы отожженной стали 70 после ПС (*а, в, д*) и СТ (*б, z, e*); *а, б* – $\times 18000$, *в, z* – $\times 46000$

Вследствие более высокой плотности дислокаций, значительных микроискажений и больших растягивающих напряжений в стали СТ термоактивируемые процессы в ней начинаются на более ранних стадиях, чем в стали ПС. При этом снижение избыточной энергии стали происходит за счет снижения концентрации вакансий, перераспределения дислокаций, их аннигиляции и выстраивания в стенки с образованием полигональной структуры, которая в дальнейшем при отжиге преобразуется путем протекания первичной рекристаллизации. Одновременно с процессами полигонизации и рекристаллизации феррита происходит коагуляция цементита, который, располагаясь в виде глобулей по границам зерен, блокирует собирательную рекристаллизацию феррита при тех температурно-временных интервалах, которые использовали при отжиге.

По сравнению с исходным состоянием в холоднодеформированной полосе ПС произошло значительное дробление структуры и возросла в 10^4 раз плотность дислокаций, что привело к уничтожению чередующихся микрообластей с противоположными векторами напряжений, которые существовали в исходной катанке. В таком наклепанном металле при нагреве процессы полигонизации, рекристаллизации и сфероидизации протекают подобным же образом, как и в стали СТ. Однако эти процессы в стали ПС стартуют позже, что связано с более низким уровнем избыточной энергии этой стали, в которой значительно меньше микроискажений, микронапряжений и дислокаций, по сравнению со сталью СТ. В результате запаздывания полигонизации и рекристаллизации в стали ПС субзерна, заблокированные глобулами цементита, не успевают вырасти до размеров, характерных для полосы СТ, и ее структура является более мелкодисперсной.

Очевидно, подобные процессы протекают и при горячей деформации стали 70, когда из заготовок получают катанку. Ввиду различия в схемах создаваемых напряженных и деформируемых состояний при прокатке по технологиям ПС и СТ в сталях формируется различная дислокационная структура. По-видимому, в стали СТ плотность дислокаций намного больше, чем в стали ПС, поэтому при горячей деформации по технологии СТ более интенсивно и полно протекают процессы упрочнения и разупрочнения, состоящего из динамической полигонизации, динамической и статической рекристаллизации. Более крупнозернистая аустенитная структура с повышенной плотностью дислокаций в процессе фазовой перекристаллизации при охлаждении стали после горячей прокатки формирует более крупные продукты распада. Поэтому в катанке СТ более крупные перлитные колонии, а ферритные зерна содержат дислокации. Очевидно, структурная и химическая неоднородности аустенита проявляются в структуре и механических свойствах стали после завершения горячей прокатки и охлаждения, последующих термомеханических обработок, т.е. наблюдается эффект структурной наследственности в стали. Для проверки высказанного предположения выявляли строение аустенитных зерен катанки ПС и СТ путем вакуумного



a

б

Рис. 6. Микроструктура аустенита катанок ПС (*a*) и СТ (*б*), $\times 500$

травления поперечных шлифов и последующего их изучения в оптическом микроскопе «Neophot». При такой методике можно в некоторой степени воссоздать структуру стали после завершения горячего деформирования и перед охлаждением до температур эвтектоидного превращения.

На рис. 6 приведены типичные картины строения аустенитных зерен сталей ПС и СТ. Видно, что сталь СТ в аустенитном состоянии имеет более крупное зерно и является весьма неоднородной: для этой стали средний диаметр зерен аустенита равен 50 μm (5-й балл зерна) и колеблется в интервале 10–120 μm , для более однородной стали ПС средний диаметр – 30 μm (7-й балл зерна) с интервалом 10–70 μm . Вакуумное травление не только поперечных образцов, но и продольных, вырезанных из катанки стали 70 не выявило новых особенностей строения аустенита, т.е. его кристаллиты примерно одинаковы в разных плоскостях среза исходной катанки.

Выводы

Таким образом, проведенное комплексное исследование выявило существенные различия в структуре и механических свойствах стали 70, деформированной при высоких температурах по технологиям СТ и ПС.

Отличие схем напряженного и деформированного состояний, введение в сталь при деформации по разным технологиям различного количества структурных дефектов способствуют различному протеканию процессов упрочнения, динамического возврата, динамической и статической рекристаллизации. Отличающееся структурное состояние аустенита в сталях СТ и ПС вызывает неодновременность протекания эвтектоидного превращения, его скорости, в результате чего фазовый наклеп в сталях проявляется в разной степени. Поэтому продукты распада аустенита имеют отличающуюся морфологию, содержат разное количество структурных дефектов и характеризуются неодинаковым уровнем микроискажений, что в совокупности влияет на показатели интегральных макроскопических (механических) свойств сталей.

Анализ полученных результатов позволяет заключить, что различия в структуре и свойствах связаны с проявлением эффекта структурной наследственности в стали 70, горячедеформированной по разным схемам (ПС и СТ).

1. *Н.И. Носкова, Р.Р. Мулюков*, Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы, УрО РАН, Екатеринбург (2003).
2. *Y. Beygelzimer*, *Mechanics of Materials* **37**, 753 (2005).
3. *T.G. Langdon*, *Rev. Adv. Mater. Sci.* **13**, 6 (2006).
4. *R.Z. Valiev*, *Annales de Chim. Science des Matériaux* **21**, 369 (1996).
5. *Ю.Р. Колобов, К.В. Иванов, Г.П. Грабовецкая, Р.К. Исламгалиев*, Структура и свойства нанокристаллических материалов, УрО РАН, Екатеринбург (1999).
6. *Е.Г. Пашинская, А.А. Толта, Д.П. Кукуй, В.Н. Варюхин, С.И. Марчук, И.И. Тищенко*, *Металлофиз. новейшие технол.* **27**, 535 (2005).

7. В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, В.М. Ткаченко, Н.Н. Белоусов, Труды IV Международного симпозиума «Фракталы и прикладная синергетика», «Интерконтакт Наука», Москва (2005), с. 256–257.
8. Е.Г. Пашинская, А.А. Толпа, Металлы № 5, 85 (2004).
9. Е.Г. Пашинская, И.И. Тищенко, Тезисы 9-й Международной конф. «Высокие давления – 2006. Фундаментальные и прикладные аспекты», Норд-Пресс, Донецк (2006), с. 117.
10. Е.Г. Пашинская, Труды XVII Петербургских чтений по проблемам прочности, СПб. (2007), ч. 1, с. 278–280.

E.G. Pashinskaya, A.A. Tolpa, V.N. Varyukhin, V.V. Stolyarov

STUDY OF STRUCTURE HEREDITY FOR WIRE ROD PRODUCED FROM STEEL 70 BY HOT ROLLING WITH SHEAR FOLLOWED BY ANNEALING AND COLD STRAIN

Effect of structure heredity for wire rod produced from steel 70 by hot rolling with shear followed by annealing and cold strain has been considered. It is shown that the standard rolling schedule gives a larger austenitic grain, thus resulting in pearlite colonies of different morphology upon cooling. Under subsequent annealing, the time for spheroidization of steel deformed by rolling with shear is shorter as compared to that for wire rod after standard rolling. For the cold-strained rod wire, after the rolling with shear, a structure is formed with a less quantity of defects. The revealed features of structure specify the level of mechanical properties.

Fig. 1. Structure of annealed steels ПС (*a, в*) and СТ (*б, з*) after spheroidizing annealing; *a, б* – $\times 18000$, *в, з* – $\times 46000$

Fig. 2. Structure of steel СТ (*a*) and microelectron diffraction pattern of cementite with split reflexes (*б*) after spheroidizing annealing and tension, $\times 46000$

Fig. 3. Structure of pearlite (*a, б*) and ferrite (*в, з*) of steel 70 after spheroidizing annealing and tension: *a, в* – deformation by ПС; *б, з* – СТ; $\times 46000$

Fig. 4. Structure of cementite (*a, б*), ferrite (*в, з*) and microelectron diffraction patterns of steel 70 after ПС (*a, в, д*) and СТ (*б, з, е*); *a, б* – $\times 18000$, *в, з* – $\times 23000$

Fig. 5. Structure and microelectron diffraction patterns of annealed steel 70 after ПС (*a, в, д*) and СТ (*б, з, е*); *a, б* – $\times 18000$, *в, з* – $\times 46000$

Fig. 6. Microstructure of ПС (*a*) and СТ (*б*) wire-rod austenite, $\times 500$