

УДК 669.2/8.017

**СВЯЗЬ КОЭФФИЦИЕНТА
ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ
И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА**

А.М. Жилкашинова, М.К. Скаков*, Н.А. Попова**

Восточно-Казахстанский государственный
университет им. С. Аманжолова,
г. Усть-Каменогорск*Восточно-Казахстанский государственный
технический университет им. Серикбаева,
г. Усть-Каменогорск**Томский государственный
архитектурно-строительный университет
E-mail: almira_1981@mail.ru; skakovmk@mail.ru;
kozlov1@tsuab.ru

Проведены испытания на растяжение для стали Гадфильда. Обнаружено, что формирование ячеистой дислокационной субструктуры является одним из основных факторов высокого деформационного упрочнения стали Гадфильда. Показано, что совместное дислокационное скольжение и микродвойникование значительно повышает упрочняемость стали Гадфильда.

Ключевые слова:

Сталь Гадфильда, деформационное упрочнение, пластическая деформация, скольжение, двойникование, коэффициент деформационного упрочнения, дислокации, дефекты упаковки.

Key words:

Hadfield steel, strain hardening, plastic deformation, slip, twinning, work hardening coefficient, dislocations, stacking faults.

Аустенитные стали находят широкое применение в современной технике в качестве нержавеющей, жаропрочных, износостойких деталей

машин и оборудования. Среди износостойких аустенитных сталей особое место занимает высокомарганцевая сталь Гадфильда (110Г13Л), содержащая 1,2 вес. % С и 13 вес. % Мп. Отличительными особенностями, выделяющими сталь Гадфильда из всего класса аустенитных сталей, является её резко выраженная способность к деформационному упрочнению. Известно, что сталь Гадфильда может быть упрочнена холодной деформацией до значений, присущих мартенситу, в то же время оставаясь аустенитной. Тем не менее, природа способности стали Гадфильда к такому сильному упрочнению до сих пор остается неясной. Увеличение степени пластической деформации в аустенитных сталях сопровождается ростом уровня напряжений и сменой механизма деформации от скольжения к двойникованию, которое может стать основным механизмом деформации. При этом число действующих систем двойникования может определять стадийность кривых течения и коэффициент деформационного упрочнения Θ . Так, известно [1–4], если двойникование будет развиваться после деформации скольжением,

то в этом случае будет наблюдаться конкуренция поперечного скольжения и двойникования. Развитие двойникования в одной системе после скольжения будет подавлять процессы поперечного скольжения и приводить к увеличению пластичности кристаллов, то есть будет наблюдаться ПНД-эффект или TWIP-эффект (пластичность наведенная двойникованием). При развитии двойникования с предела текучести в одной системе следует ожидать невысоких Θ . Развитие двойникования в нескольких системах будет приводить к высоким Θ , близким к Θ при мартенситных превращениях. Таким образом, исследованию влияние типа дислокационной структуры, механизма деформации (скольжения и двойникования), а также числа действующих систем скольжения и двойникования на стадийность кривой течения и коэффициент деформационного упрочнения аустенитной стали Гадфильда и посвящена настоящая работа.

Для стали Гадфильда были проведены испытания на растяжение. Полученные кривые « σ - ϵ » и « Θ - ϵ » приведены на рис. 1.

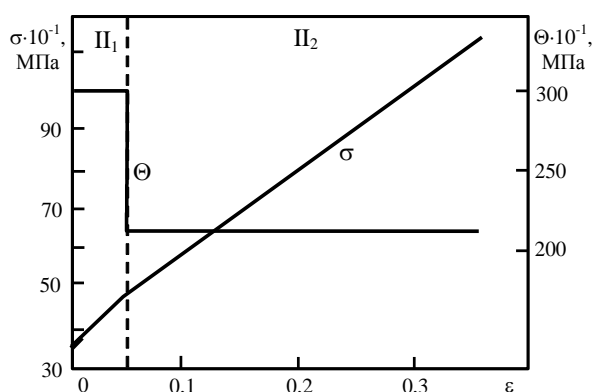


Рис. 1. Зависимость напряжения течения σ и коэффициента деформационного упрочнения Θ от степени пластической деформации ϵ для аустенитной стали 110Г13

Как видно, здесь имеет место две стадии с различными коэффициентами упрочнения: $\Theta_{II_1} = 3 \cdot 10^3$ МПа и $\Theta_{II_2} = 2,1 \cdot 10^3$ МПа. Перелом кривой « σ - ϵ » соответствует значению степени пластической деформации, равному $\epsilon = 5\%$. Этот перелом на кривой течения, приводящий к уменьшению коэффициента деформационного упрочнения, совпадает с моментом включения в деформацию двойникования. В предшествующих работах [5–7] отмечалась высокая упрочняемость стали Гадфильда, а высокие значения коэффициента деформационного упрочнения Θ и линейный характер зависимости « σ - ϵ » стали 110Г13 связывались с деформацией скольжением и механическим двойникованием. Причем работы были выполнены как на поли- [8], так и на монокристаллах [9] стали Гадфильда.

С другой стороны, при исследовании дислокационной структуры поликристаллов аустенитных нержавеющей сталей было установлено, что одновременно с плоскими скоплениями дислокаций наблюдаются дефекты упаковки [9]. Была показана роль дефектов упаковки как упрочняющих элементов дислокационной структуры. Поэтому, можно предположить, что при развитии в процессе деформации дислокационной структуры с дефектами упаковки, а также формирование ячеистой субструктуры в аустенитных сталях, следует ожидать увеличение Θ . И, наконец, если при развитии дислокационной структуры в ходе деформации образуются микродвойники, плотность которых повышается с увеличением деформации, то они могут приводить к увеличению коэффициента деформационного упрочнения Θ .

Как показали проведенные электронно-микроскопические исследования, на начальных степенях деформации (до $\epsilon = 5\%$) субструктура материала представлена хаотически расположенными дислокациями и отдельными механическими микродвойниками. Типичным для деформации $\epsilon < 5\%$ является наличие участков, в которых преобладают длинные дислокации, вытянутые вдоль одного или двух направлений $\langle 110 \rangle$ (рис. 2, а).

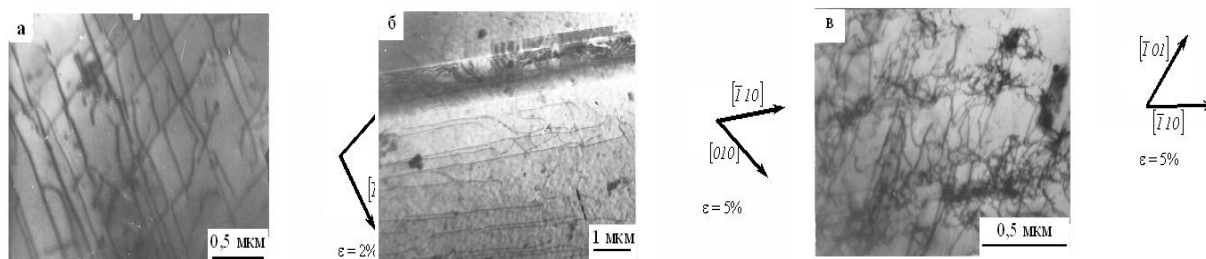


Рис. 2. Дислокационная структура в стали 110Г13 после деформации растяжением ($\varepsilon \leq 5\%$)

Эти дислокации заканчиваются на сплетениях, еще слабо выраженных на начальных степенях пластической деформации. С повышением степени деформации до 5 % в структуре появляются многочисленные петли дислокаций, переплетения вытянутых дислокаций и однослойные дефекты упаковки (рис. 2, б). При такой деформации появляется ячеистая дислокационная субструктура (рис. 2, в), хотя и слабо выраженная, причем стенками ячеек являются упомянутые выше сплетения. Отметим, что дефекты упаковки и ячеистая субструктура присутствуют в разных зернах. При деформации $\varepsilon = 5\%$ в структуре присутствуют многослойные дефекты упаковки и механические микродвойники.

Анализ этих результатов показывает, что образование микродвойников начинается с зарождения длинных прямолинейных дислокаций с последующим развитием однослойных и затем многослойных дефектов упаковки, перерастающих в двойники (рис. 3).

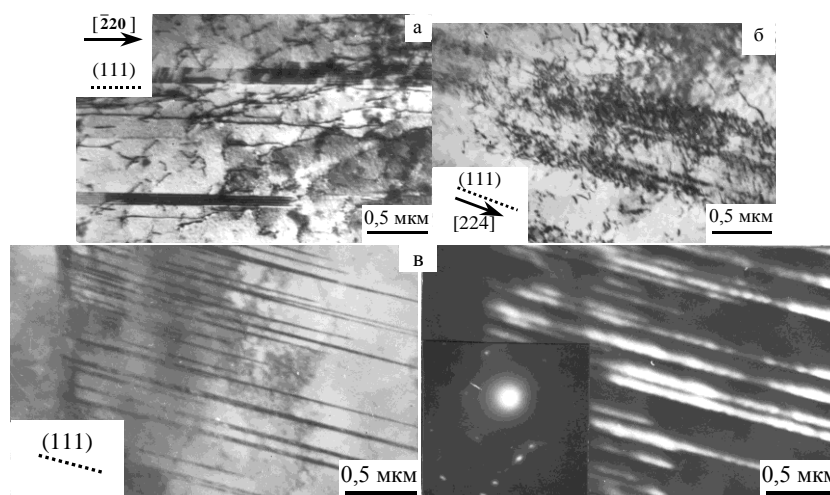


Рис. 3. Этапы формирования двойников деформации: а) однослойные, б) многослойные дефекты упаковки (незавершенное двойникование) и в) микродвойники (завершенное двойникование): а– $\varepsilon = 5\%$; б– $\varepsilon = 8\%$; в– $\varepsilon = 14\%$. Пунктирными линиями отмечен след габитусной плоскости (111)

Об этом свидетельствует также и тот факт, что при $\varepsilon > 5\%$, когда начинает интенсивно развиваться микродвойникование, длинные дислокации и дефекты упаковки в материале отсутствуют.

Момент включения в деформацию двойникования ($\varepsilon = 5\%$) совпадает с перегибом на кривой течения (рис. 1), приводящим к уменьшению коэффициента деформационного упрочнения от значения $\Theta = 3 \cdot 10^3$ до $2,1 \cdot 10^3$ МПа. На рис. 4, а, приведены зависимости объемных долей материала, охваченного скольжением и двойникованием.

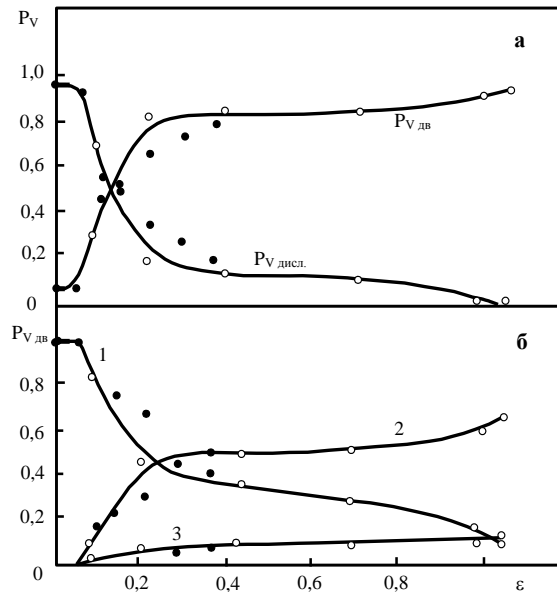


Рис. 4. Зависимость объемной доли материала, охваченного скольжением, двойникованием (а) и (б) двойникованием по одной (1), двум (2) и трем (3) системам, где • – деформация растяжением; ° – прокат

Видно, что с увеличением степени пластической деформации доля материала, охваченного двойникованием, все более нарастает. Наиболее интенсивно двойникование развивается в интервале степеней деформации 5...20 %. В одном зерне могут присутствовать взаимно пересекающиеся системы микродвойников (рис. 5), причем доля материала охваченного, двумя и даже тремя системами двойников увеличивается со степенью деформации (рис. 4, б).

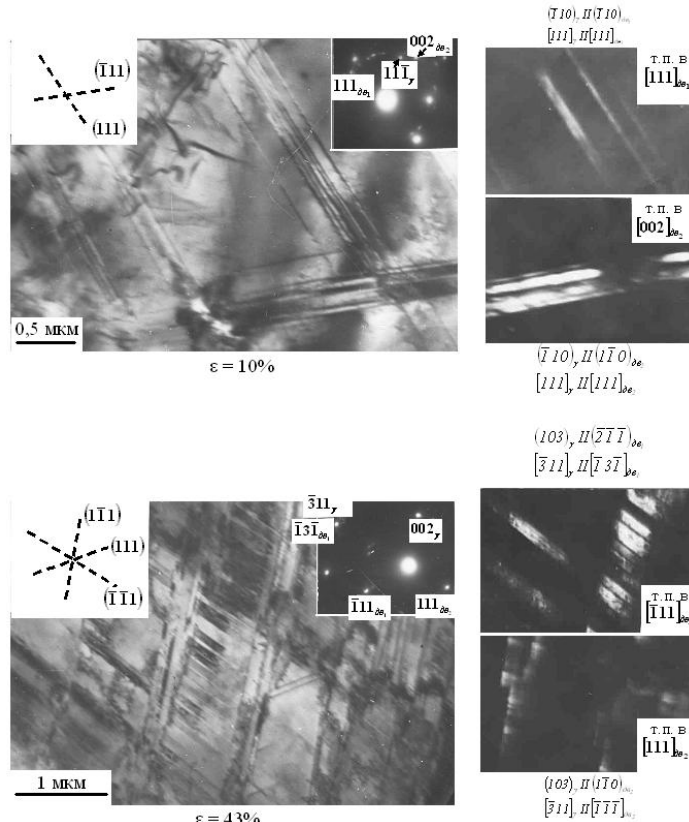


Рис. 5. Пересекающиеся системы микродвойников в стали 110Г13

При этом двойники образуют пакеты. Среднее число двойников в пакете возрастает от 3–4 при $\epsilon = 10\%$ до 6–8 при $\epsilon \geq 20\%$.

Наблюдается хорошая корреляция между изменениями субструктуры, включением новых механизмов деформации (а именно – двойникования) и стадиями пластического течения. Можно заключить, что эволюция дефектной структуры и рост скалярной плотности дислокаций и плотности двойников формируют деформационное упрочнение стали Гадфильда в полном соответствии с современной теорией дислокаций и двойников.

Таким образом, все типы дефектов (дислокации, двойники, границы дислокационных ячеек, искривление кристаллографических плоскостей) вносят вклад в деформационное упрочнение. Формирование ячеистой дислокационной субструктуры является одним из основных факторов высокого деформационного упрочнения стали Гадфильда. Эта структура, *во-первых*, стабильна и, *во-вторых*, в отличие от сетчатой дислокационной субструктуры, включает, наряду с контактным торможением дислокаций, барьерное торможение дислокаций, мощность которого обратно пропорциональна размеру дислокационных ячеек.

Совместное дислокационное скольжение и микродвойникование также значительно повышает упрочняемость стали Гадфильда. Как и стенки ячеек, пакеты двойников являются барьерами дислокационного скольжения. Таким образом, в стали Гадфильда благодаря стенкам ячеек и пакетам двойников реализуется комплексное барьерное упрочнение, обеспечивающее высокую деформационную упрочняемость этой стали.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Жилкашинова А.М., Скаков М.К., Козлов Э.В., Попова А.Н. Исследование влияния С и Mn на структурно-фазовое состояние матрицы закаленной стали 110Г13Л // Известия НАН РК. – 2008. – № 2. – С. 13–17.
2. Скаков М.К., Жилкашинова А.М., Козлов Э.В. Карбидообразование в стали Гадфильда // Известия НАН РК. – 2008. – № 2. – С. 8–12.
3. Скаков М.К., Козлов Э.В., Попова Н.А., Жилкашинова А.М. Структурно-фазовое состояние стали 110Г13Л: роль легирующих примесей // Вестник ВКГТУ им. Д. Серикбаева. Сер. Физическая. – 2009. – № 2 (44). – С. 57–63.
4. Алешина Е.А., Сизова О.В., Колубаев Е.А. и др. Формирование структурно-фазовых состояний поверхности стали Гадфильда // Известия вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 12. – С. 31–32.
5. Георгиева И.Я., Гуляев А.А., Кондратьева Е.Ю. Деформационное двойникование и механические свойства аустенитных марганцевых сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1976. – № 8. – С. 56–58.
6. Чумляков Ю.И., Шехитоглу Х., Киреева И.В. и др. Пластическая деформация монокристаллов стали Гадфильда // Доклады РАН. – 1998. – Т. 361. – № 2. – С. 185–188.
7. Karaman I., Sehitoglu H., Gall K., Chymlyakov Yu.I. On the deformation mechanisms in single crystal Hadfield manganese steels // Scripta Material. – 1998. – V. 38. – № 6. – P. 1009–1015.
8. Литвинова Е.И., Киреева И.В., Захарова Е.Г. и др. Двойникование в монокристаллах стали Гадфильда // Физическая мезомеханика. – 1999. – Т. 2. – № 1–2. – С. 115–121.
9. Karaman I.K., Sehitoglu H., Chumlyakov Yu.I. et al. Extrinsic stacking fault and twinning in Hadfield manganese steel single crystals // Scripta Material. – 2001. – V. 39. – P. 337–343.

Поступила 14.11.2011 г.