



*Special austenitic steels (TRIP-TWIP-steels) for modern technologies of thermomechanical treatment are examined*

О. Л. МЕНДЕЛЕЕВА, И. И. ИВАНИЦКИЙ, БНТУ

УДК 669:621.785

## КОНСТРУКЦИОННЫЕ TRIP/TWIP-СТАЛИ

Микроструктура и свойства новых конструкционных материалов в отличие от традиционных наиболее тесно зависят от технологии. Процесс изготовления, обработки материала, создания изделия из него и нанесения функционально-градиентного защитного покрытия (диффузионного слоя) составляет единое целое. Многие новейшие конструкционные материалы были специально разработаны для определенных технологий, совмещающих термическое воздействие на сплав с его пластической деформацией.

Пластическая деформация является одним из наиболее интересных и эффективных технологических приемов воздействия на структуру сплава. Она формирует субструктуру твердого раствора (матричной фазы любого конструкционного сплава), изменяет кинетику и полноту совершения фазовых превращений.

Субструктуру деформации и/или рекристаллизации исходной матричной фазы в значительной степени наследует структура, сформированная в результате термомеханической обработки.

Зарождение новых фаз происходит легче, так как эффективная движущая сила увеличивается, а энергия активации превращения снижается в пластически деформированных кристаллах. Другим немаловажным фактором является снижение энергии активации диффузии. Однако при температурах, близких к температуре начала рекристаллизации сплава, пластическая деформация не влияет на скорость диффузионного фазового превращения.

При мартенситных превращениях пластическая деформация имеет гораздо большее значение. Сдвиговое полиморфное превращение (мартенситное) – самостоятельный механизм пластической деформации наряду с транслирующим скольжением и двойникованием может непосредственно создавать макродеформацию исходной матричной фазы (аустенита). Роль пластической деформации в сдвиговом превращении многообразна: она под-

нимает уровень напряжений в кристалле исходной фазы, облегчая появление мартенсита напряжения; создает дефекты кристаллической решетки исходной фазы, как места вероятного зарождения мартенсита; изменяет исходную фазу, а следовательно, морфологию и кинетику образования мартенсита. Сдвиговое полиморфное превращение, спровоцированное пластической деформацией, приводит к образованию мартенсита напряжения и/или деформации.

Путем оптимизации химического состава были разработаны низкоуглеродистые микролегированные конструкционные стали для термомеханической обработки: прочные и пластичные двухфазные (феррито-мартенситные) и TRIP-стали [1].

Технология термомеханической обработки традиционных микролегированных низкоуглеродистых TRIP-сталей, как и двухфазных, состоит из предварительной термической обработки: нагрев до межкритических температур ( $A_{C1}$ – $A_{C3}$ ) и изотермическая закалка с выдержкой в бейпитной области. Подобно двухфазным низкоуглеродистым сталям, микроструктура TRIP-стали содержит в основном мягкий феррит. В ферритной матрице расположены пакеты и отдельные пластины мартенсита, бейнита и остаточный аустенит (рис. 1).

В процессе последующей холодной пластической деформации аустенита остаточного наблюдается образование мартенсита напряжения и/или деформации, которое сопровождается значительным увеличением пластичности, так называемый TRIP-эффект (transformation-induced plasticity). Однако в TRIP-сталях только некоторое количество аустенита остаточного превращается в мартенсит.

Объемные доли фаз в микроструктуре TRIP-стали зависят от содержания углерода и степени пластической деформации. При увеличении содержания углерода в стали аустенит стабилизируется и сохраняется до конца обработки. При низ-

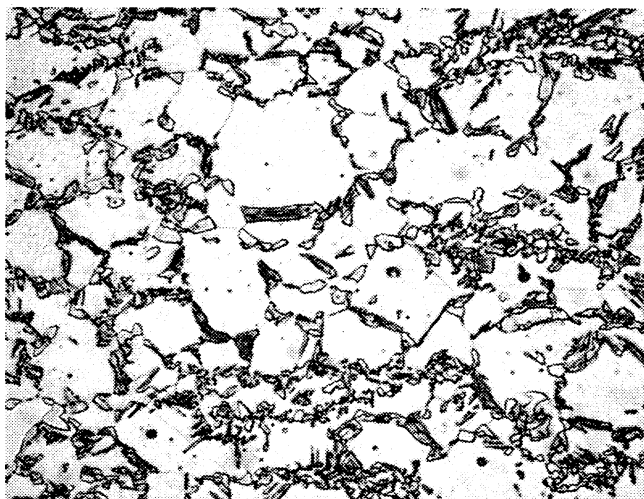


Рис. 1. Микроструктура традиционной TRIP-стали с ферритной матрицей (0,15 мас.% C; 1,5 мас.% Mn; 1,5 мас.% Si) после предварительной термической обработки: изотермическая закалка с 775 °С; выдержка при 400 °С 150 с [2]

ком содержании углерода мартенситное превращение, спровоцированное пластической деформацией, развивается более полно и приводит к повышению пластичности стали.

Строго дозированное образование мартенсита при контролируемой скорости холодной деформации аустенита эффективно подавляет процессы, приводящие к сужению при растяжении, и обеспечивает максимум пластичности. Релаксация пиковых напряжений в структуре при мартенситном TRIP-превращении – это основная причина повышения пластичности TRIP-сталей по сравнению с двухфазными и микролегированными HSLA-сталями.

Традиционные микролегированные низкоуглеродистые TRIP-стали очень прочные (временное сопротивление разрыву около 700 МПа), однако пластичность их средняя (общее удлинение не более 35%) [1]. Новые TRIP-стали с матричной аустенитной фазой имеют предел текучести около 450–500 МПа и временное сопротивление разрыву около 900 МПа соответственно (рис. 2) [3, 10]. При динамических нагрузках TRIP-сталь деформируется и поглощает энергию удара.

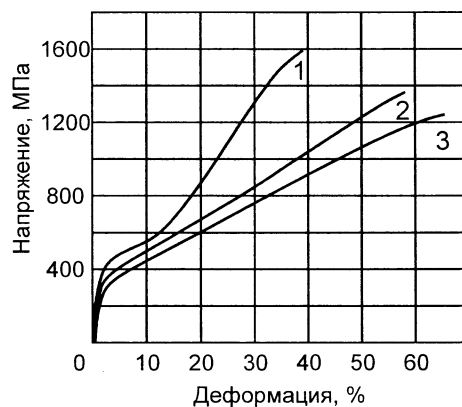


Рис. 2. Деформационная диаграмма TRIP- и TWIP-сталей [4]: 1 – TRIP-сталь (200 ppm C; 15 мас.% Mn; 3 мас.% Si; 3 мас.% Al); 2 – TRIP/TWIP-сталь (400 ppm C; 20 мас.% Mn; 3 мас.% Si; 3 мас.% Al); 3 – TWIP-сталь (300 ppm C; 25 мас.% Mn; 3 мас.% Si; 3 мас.% Al)

TWIP-стали сочетают высокую прочность (предел текучести 250–530 МПа; временное сопротивление разрыву достигает 1000 МПа и более) с высокой способностью к деформации без разрушения и экстраординарной зависимостью прочности от степени деформации (рис. 2). TRIP-стали могут противостоять высоким нагрузкам без деформации, а TWIP-стали легко деформируются при низких нагрузках и не разрушаются вплоть до степени общей деформации 90%. Это означает, что сталь сохраняет хорошую пластичность даже после процесса глубокой вытяжки [3, 10].

Для оценки способности сталей к холодному деформированию используют характерную величину, которая определяется как временное сопротивление разрыву, умноженное на максимальное удлинение (без разрушения). Она составляет 25 000–38 000 МПа·% для TRIP-сталей; выше 38 000–57 000 МПа·% для TWIP-сталей [3–5].

Исключительные свойства конструкционным аустенитным TWIP-сталям обеспечивает особый TWIP (twinning induced plasticity) механизм упрочнения. Механическая деформация порождает в стабильном аустените высокое деформационное напряжение и делает возможным двойникование аустенита без фазового превращения (рис. 3).

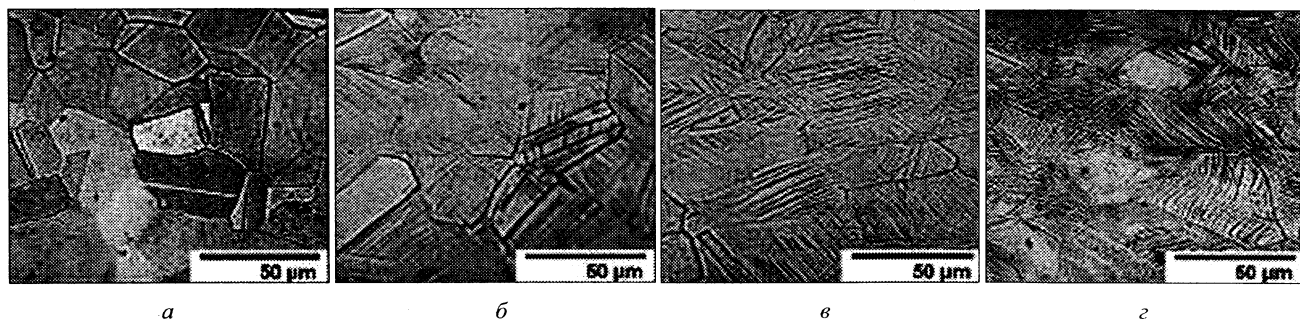
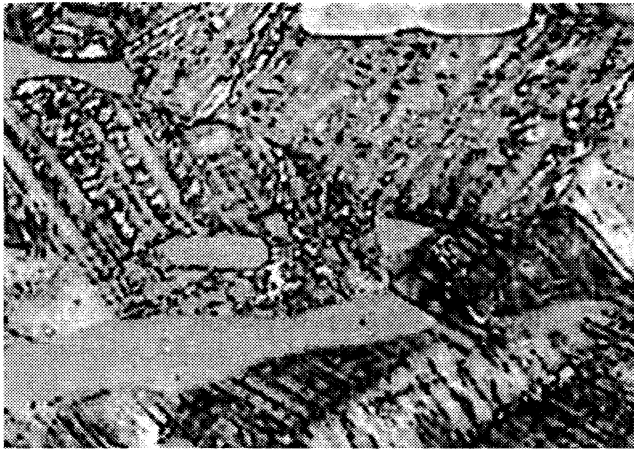


Рис. 3. Микроструктура высокомарганцевой аустенитной TWIP-стали (25 мас.% Mn; 3 мас.% Al; 3 мас.% Si): а – до деформации; б, в, з – после деформации, степень деформации – 18% (б); 26% (в); 34% (з) [6]



*a*



*б*

Рис. 4. Характерные микроструктуры высокомарганцевой стали после пластической деформации [5]: *a* – многофазная TRIP-сталь (аустенит;  $\alpha$ -мартенсит;  $\epsilon$ -мартенсит).  $\times 1000$ ; *б* – аустенитная TWIP-сталь (двойники). ПЭМ

Механизм превращения аустенита в TRIP- и TWIP-сталях отличается и формирует разные микроструктуры (рис. 4).

Деформация аустенита (ГЦК) сопровождается неограниченным расщеплением скользящих дислокаций. Частичные дислокации, многократно проходя по нескольким атомным плоскостям, образуют дефект упаковки – стопку атомных плоскостей (1–10 нм), которая уложена правильно: как ГЦК с обратным, зеркальным порядком укладки атомных плоскостей или как ГПУ (рис. 5, *a*, *в*).

Внешние плоскости дефекта упаковки можно рассматривать как границы двойника (ГЦК) или как межфазные границы кристалла  $\epsilon$ -мартенсита (ГПУ). Неограниченное движение частичной дислокации последовательно по всей стопке атомных плоскостей – основной механизм как двойникования, так и всех сдвиговых полиморфных превращений.

Разные системы легирования аустенита с одной температурой начала мартенситного превращения ( $M_n$ ) в разной степени изменяют энергию дефектов упаковки [8, 11].

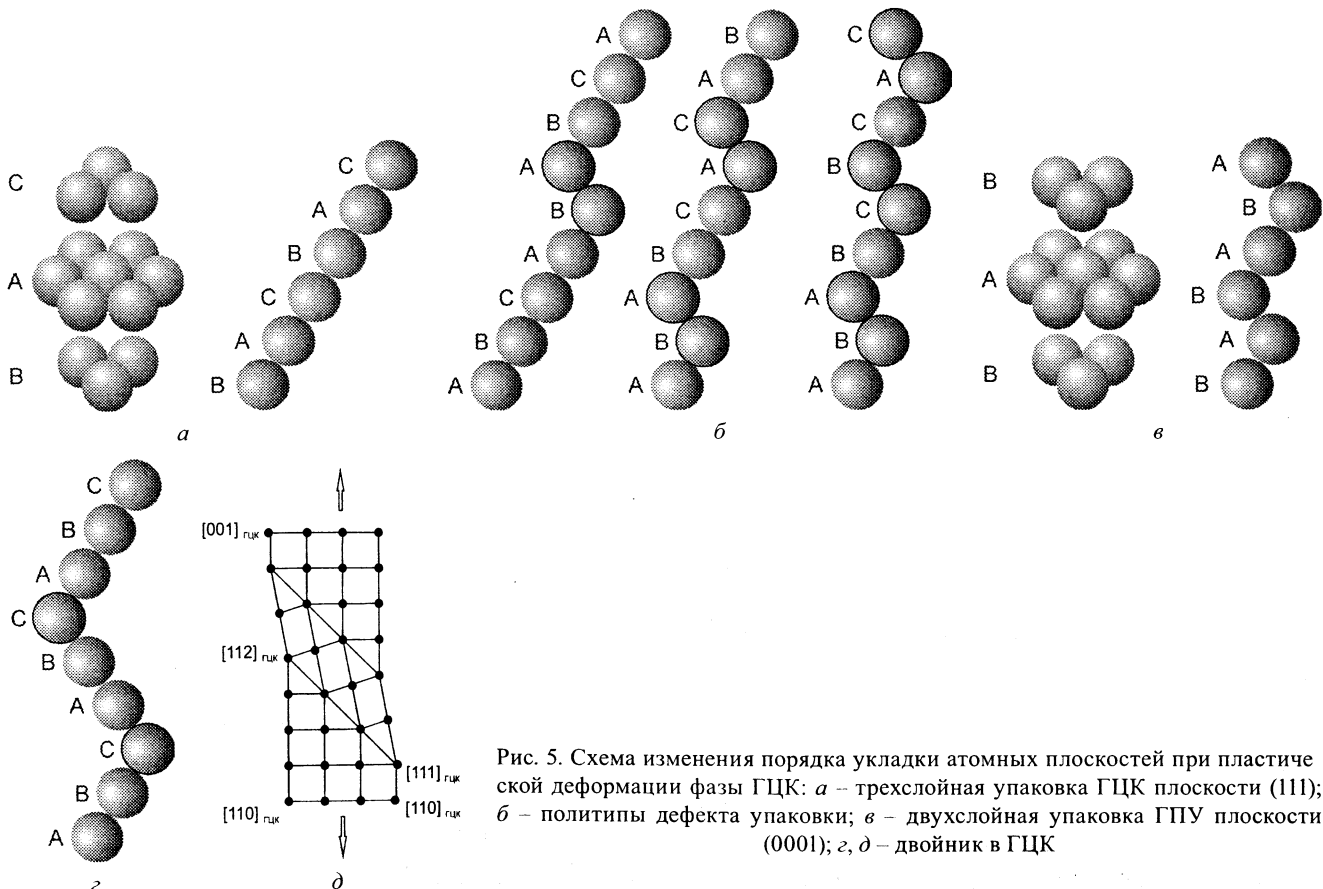


Рис. 5. Схема изменения порядка укладки атомных плоскостей при пластической деформации фазы ГЦК: *a* – трехслойная упаковка ГЦК плоскости (111); *б* – поли типы дефекта упаковки; *в* – двухслойная упаковка ГПУ плоскости (0001); *г*, *д* – двойник в ГЦК

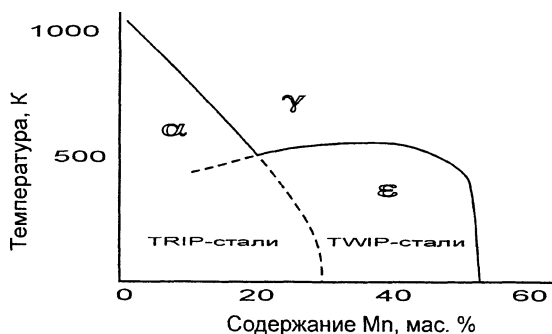


Рис. 6. Температуры равновесия метастабильных фаз  $\gamma$  (ГЦК)  $\leftrightarrow$   $\epsilon$  (ГПУ) и  $\gamma$  (ГЦК)  $\leftrightarrow$   $\alpha$  (ОЦК) в системе Fe–Mn [7]

Реализация под влиянием пластической деформации TRIP-эффекта (непосредственное превращение аустенита в  $\alpha$ -мартенсит или двухэтапное мартенситное превращение  $\gamma \approx \epsilon$ -M  $\approx$   $\alpha$ -M); TRIP/TWIP-эффекта (двухэтапное мартенситное превращение  $\gamma \approx \epsilon$ -M  $\approx$   $\alpha$ -M и двойникование аустенита) или TWIP-эффекта (двойникование стабильного аустенита без фазового превращения) зависит от содержания легирующих элементов в аустените (рис. 6).

При низкой энергии дефекта упаковки (менее 16 мДж/м<sup>2</sup>) [11] наблюдается преимущественное образование тонкого пластинчатого кристалла новой фазы –  $\epsilon$ -мартенсита (ГПУ). Беззародышевый сдвиговый переход кристаллической решетки от ГЦК к ГПУ происходит через случайные политипы дефектов упаковки (см. рис. 5, б).

В TRIP-сталях с аустенитной матрицей происходит двойное сдвиговое полиморфное превращение: сначала аустенит превращается в  $\epsilon$ -мартенсит (ГПУ), который при охлаждении частично трансформируется в  $\alpha$ -мартенсит (ОЦК). В результате аккомодации скольжением происходит образование пакетного  $\alpha$ -мартенсита (ОЦК) со сложной дислокационной субструктурой и в результате аккомодации двойникованием образуется  $\alpha$ -мартенсит (ОЦК) полностью или частично (только в центральной части) с субструктурой полисинтетического двойника.  $\alpha$ -мартенсит (ОЦК) возникает короткими линзами внутри  $\epsilon$ -кристаллов и останавливает их дальнейший рост. Микроструктура стали становится тоньше, дисперснее на каждом этапе превращения.

При увеличении энергии дефекта упаковки (16–25 мДж/м<sup>2</sup>) [11] фазовое превращение подавлено и образуются преимущественно двойники (ГЦК) (рис. 5, з, д). Границы двойников действуют подобно границам зерен, измельчают структуру стали и тормозят движение дислокаций и упрочняют сталь.

Специальные аустенитные стали (TRIP-TWIP-стали) для современных технологий термомеханической обработки начали разрабатывать около де-

сяти лет назад. Их микроструктура состоит в основном из аустенита: одно- или многофазная с большой объемной долей аустенита.

Системы легирования разных групп аустенитных сталей с высокой удельной прочностью различаются [9]. Наиболее перспективной группой являются стали системы Fe–Al–Mn–Si [4]. При легировании алюминием (6,0–8,5 мас.%) плотность сплава Fe–Al снижается с 7,8 до 7,0 г/см<sup>3</sup>. Сравнительно высокое содержание алюминия вплоть до 8,5 мас.% обеспечивает уменьшение массы более 10% при эффективном твердорастворном упрочнении (увеличиваются напряжение пластического течения и временное сопротивление разрыву).

Легирование марганцем Fe–Al стали приводит к изменению типа микроструктуры: ферритная сталь становится двухфазной феррито-аустенитной (4,92–9,85 мас.% Mn), а при более высоком содержании марганца (19,73–29,00 мас.% Mn; 5,10–7,85 мас.% Al) – стабильно аустенитной. С увеличением содержания марганца в аустените число дефектов упаковки возрастает и достигает максимума при 20 мас.% марганца. Дальнейшее увеличение содержания марганца до 29 мас.% приводит к снижению числа дефектов упаковки [3, 4, 11].

Добавка кремния в высокомарганцевую сталь с алюминием дестабилизирует аустенит и уменьшает энергию дефекта упаковки аустенита. Высокомарганцевые TRIP-TWIP-стали содержат 10–30 мас.% марганца; содержание кремния и алюминия ограничено (не более 3 мас.%).

Углерод стабилизирует аустенит и упрочняет его, но подавляет образование  $\epsilon$ -мартенсита (ГПУ), повышая энергию дефекта упаковки. Содержание углерода в высокомарганцевых TRIP-TWIP-сталях ограничивают (см. таблицу). Эти стали не легируют хромом. Небольшие добавки бора, титана и циркония в высокомарганцевые стали, легированные алюминием, повышают жаропрочность. Легирование азотом эффективно упрочняет аустенит, повышает температуру начала мартенситного превращения и снижает объемную долю  $\epsilon$ -мартенсита.

По механизму упрочнения, происходящего внутри зерен аустенита при деформации, эти стали делятся на две группы: высокомарганцевые TRIP-стали (менее 15 мас.% Mn) и высокомарганцевые TWIP-стали (см. таблицу).

Химический состав высокомарганцевых TWIP-TRIP-сталей [3]

Название	Mn, мас.%	Si, мас.%	Al, мас.%	C, ppm	Fe
TRIP-сталь	15,8–17,9	3,2–3,3	2,9	200	ост.
TWIP/TRIP-сталь	20,1	2,8	2,9	400	ост.
TWIP-сталь	26,5–33,0	3,0	2,8–2,9	300	ост.

Высокомарганцевые TRIP-TWIP-стали с аустенитной матрицей демонстрируют оптимальную комбинацию прочности и пластичности, чрезвычайно высокую по сравнению со сталями, обладающими

ферритной матрицей: низколегированными высокопрочными первого поколения (двухфазными, многофазными, традиционными TRIP-, мартенситостареющими сталями) и сталями для глубокой вытяжки.

### Литература

1. Schaeffler D. J. // *Stamping Journal*. 2004. N 11. P. 65–69.
2. De A. K. // *ASPPRC Colorado School of Mines. M. Library*. 2003. N 4.
3. Grassel O., Frommeyer G. // *Material Science and Technology*. 1998. N 14. P. 1213–1216.
4. Frommeyer G., Brux U., Neumann P. // *ISIJ International*. 2003. N 43. P. 438–446.
5. Frommeyer G., Drewes E. J., Engl B. // *La Revue de Métallurgie-CIT*. 2000. N 10. P. 1245–1253.
6. Allain S., Chateau J. P., Dahamoun D., Bouaziz O. // *Material Science and Engineering A*. 2004. Vol. 387–389. P. 272–276.
7. Nishizawa T. // *CALPHAD*. 1977. Vol. 1. N 1. P. 12.
8. Sato K., Ichinose M., Hirotsu Y., Inane Y. // *ISIJ Int*. 1989. Vol. 29. P. 868–877.
9. Schroder T. // *Technische Rundschau*. 2005. Vol. 1/2. P. 48–52.
10. Meng L., Yang P., Xie Q., Ding H., Tang Z. // *Scripta Materialia*, 2007. N 56. P. 931–934.
11. Ishida K., Nishizawa T. // *Transition of Japan Institute of Metal*. 1974. N 15. P. 225–259.