

Структура низкоуглеродистого мартенсита и конструкционная прочность сталей

Л. М. Клейнер, А. А. Шацов, Д. М. Ларинин, М. Г. Закирова

Исследованы структуры и свойства низкоуглеродистых мартенситных сталей (НМС). Сформулированы требования к структуре стали, обеспечивающей высокую конструкционную прочность. Показано, что низкоуглеродистый пакетный мартенсит, формирующийся при замедленном охлаждении НМС, обладает наилучшим соотношением характеристик прочности, вязкости, трещиностойкости и релаксационной способности. Дальнейшее повышение конструкционной прочности возможно диспергированием структуры отпускостойчивых НМС закалкой, в том числе с нагревом из межкритической области температур.

Ключевые слова: сталь, структура, низкоуглеродистый мартенсит, конструкционная прочность, термическая обработка, фазовые переходы.

The article is dedicated to study of the structure and characteristics of low carbon martensitic steels (LMS). The worded requirements to structure by steels, providing high structural strength. Low carbon lath martensite, forming under decelerated cooling LMS, possesses the best correlation of the features to strength, toughness, fracture toughness, and abilities. It is shown possibility of increasing structural strength by dispersion of quenched high tempering resistant LMS, including heating from temperatures $A_{C1}-A_{C3}$.

Keywords: steel, structure, low carbon martensite, structural strength, heat treatment, phase transformations.

Введение

Прочность сталей (σ_B , $\sigma_{0,2}$), согласно стандартам различных стран, оценивают удельной характеристикой, определяемой в ограниченном диапазоне варьирования скорости нагружения, чаще всего, при одноосном растяжении. Реализованная прочность сталей, другими словами конструкционная прочность, в конкретной конструкции зависит от:

1) внешних факторов — условий эксплуатации (напряженного состояния, скорости и цикличности нагружения, среды, температуры и др.),

2) внутренних факторов — комплекса свойств стали, обуславливающего реализуемый механизм упрочнения, который в свою очередь определяется составом и структурой.

Преждевременное разрушение стали в конструкции при напряжениях ниже $\sigma_{0,2}$ наступает в результате возникновения пиковых напряжений в элементах структуры, превышающих критические

значения концентрации напряжений для конкретных условий эксплуатации. Величина пиковых напряжений зависит от механизма упрочнения стали, который преимущественно проявляется в ходе упругопластической деформации.

Из известных механизмов упрочнения наиболее эффективными, обеспечивающими равномерность распределения напряжений, являются дислокационный и зернограничный. Максимально эффективное упрочнение в сталях наблюдается при наибольшей плотности дислокаций. В традиционных термоупрочняемых сталях с базовой мартенситной структурой на зернограничное упрочнение приходится примерно 10 %. Высокая плотность дислокаций при их равномерном распределении может быть достигнута в результате фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения по мартенситному механизму, при этом необходимая подвижность дислокаций сохраняется в реечном мартенсите при содержании углерода менее 0,12 % [1].

Другие механизмы упрочнения, такие как твердорастворный и дисперсионный, увеличивают сопротивление деформации, но существенно ограничивают подвижность дислокаций до полного закрепления.

Таким образом, структура и состав стали, обеспечивающие равномерное распределение напряжений, определяют конструкционную прочность в широком диапазоне условий эксплуатации. Оптимальной будет та структура, которая способствует протеканию релаксации локальных пиков напряжений, тот механизм упрочнения, при котором дислокации подвижны и достаточно легко генерируются.

В 80 – 90 годы XX-го столетия созданы НМС (С — 0,04 – 0,12 %), представляющие новый класс конструкционных сталей [2 – 7]. НМС обладают высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, который даже при медленном охлаждении на воздухе превращается по мартенситному механизму при достаточно высоких температурах ($M_H > 380^\circ\text{C}$),

образуя низкоуглеродистый реечный (пакетный) мартенсит.

В мартенситностареющих сталях структуру реечного мартенсита получают снижением температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения легированием низкоуглеродистого железа аустенитообразующими элементами (Ni, Mn) [8]. При создании НМС реализован другой путь: образование реечного мартенсита достигают замедлением диффузионных процессов в переохлажденном аустените до температуры M_H без заметного понижения A_{C1} .

Структура низкоуглеродистого мартенсита

Структура низкоуглеродистого мартенсита наряду с химическим составом обуславливает механические свойства стали. Структура мартенсита после закалки ($M_H = 450^\circ\text{C}$) подобна структуре реечного мартенсита в железоникелевых (5 – 28 % Ni) и железоникелевых (до 0,6 % С) сплавах [9, 10].

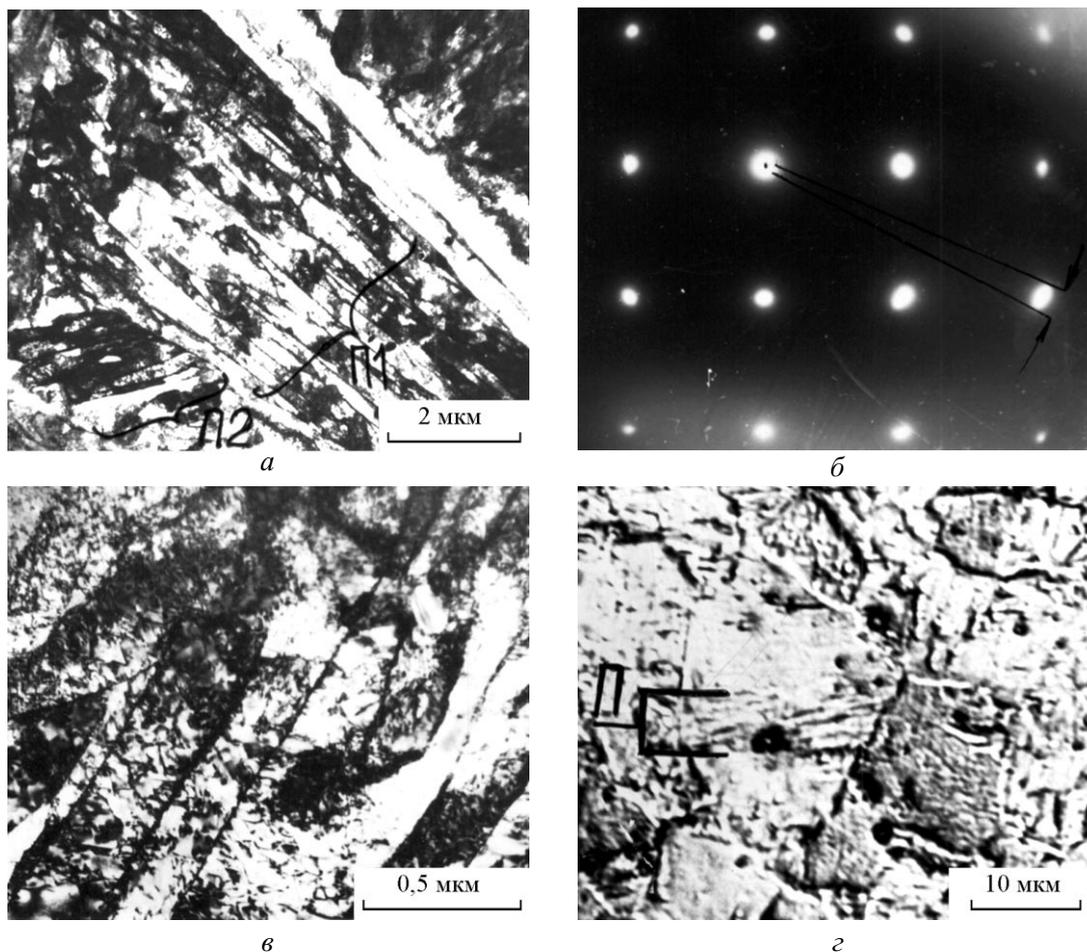


Рис. 1. Структура НМС после закалки с 950°C в воду: *a* – общий вид кристаллов мартенсита, сгруппированных в пакеты Π_1 и Π_2 ; *б* – электронограмма с пакета Π_2 на *a*; *в* – распределение дислокации в кристаллах мартенсита, *г* – оптический снимок, травление в соляной кислоте.

В зависимости от характера сдвига, проходящего при дополнительной пластической деформации аккомодации, различают два основных морфологических типа мартенсита: реечный и пластинчатый [2, 11].

Реечный мартенсит (пакетный, дислокационный), характерный для низкоуглеродистых сталей, образуется по механизму скольжения. Установлено, что в конструкционных сталях (0,03–0,3 % С) габитус пакета и реек близок к $\{111\}_A - \{557\}_A$, а ориентационное соотношение — промежуточное между соотношениями Курдюмова – Закса и Нишиямы [12, 13]. Элементарный объем превращения имеет форму рейки, каждая из которых является результатом гомогенного сдвига [2]. Последовательные сдвиги образуют слои и далее пакет параллельных реек [14]. Каждый последующий слой оказывается развернутым относительно предыдущего на угол 60° . Такая сложная структура пакета определяется необходимостью компенсации упругих дальнедействующих напряжений от каждой рейки в отдельности. Поэтому в рамках пакета поля упругих напряжений скомпенсированы полностью и, как правило, не выходят за его пределы. В пределах исходного аустенитного зерна образуется несколько пакетов мартенсита, имеющих различную ориентировку (Π_1 и Π_2) (рис. 1а), и отделенных между собой высокоугловыми границами [15]. Рейки одного пакета могут иметь до шести разных ориентировок с общей плоскостью $\{011\}_M \parallel \{111\}_A$ [16], которые различным способом сочленяются в пределах пакета [17].

В целом в реечном мартенсите конструкционных сталей отношение числа высокоугловых границ к малоугловым составляет от 1:5 [18, 19] до 1:3 [20], разориентировка между кристаллами в пределах одного пакета, судя по расщеплению (или размытию) рефлексов на электронограммах (рис. 1б), не более $1 - 3^\circ$. Согласно другим данным [21] в пакетном мартенсите реализуются границы трех типов: малоугловые (когерентные); близкие к регулярным (полукогерентные); большеугловые (некогерентные). В каждом пакете рейки имеют примерно один и тот же размер, который может не зависеть от размера исходного аустенитного зерна [22]. Кристаллы пакетного мартенсита имеют толщину около 0,1–0,5 мкм и длину около 2–5 мкм [13, 23]. По данным [24, 25] толщина мартенситных кристаллов после закалки стали составляет 0,1–1,0 мкм и совпадает с толщиной кристаллов в сплавах Fe–Ni и Fe–C, а длина реек зависит от размеров аустенитного зерна и составляет приблизительно 0,25–1,0 от величины зерна. Наиболее часто встречаются рейки с поперечным размером 0,2 мкм [20, 26]. Кристаллы реечного мартенсита имеют форму искаженного параллелепипеда с

соотношением сторон 1:7:30 [13, 23, 26]. Величина пакета зависит от размеров бывшего аустенитного зерна, его длина обычно составляет 3–10 мкм [23]. Внутри реек имеются дислокации нескольких систем скольжения с высокой плотностью $10^{10} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$ (рис. 1в), при этом двойники превращения полностью отсутствуют [27].

Размеры пакетов кристаллов иногда можно определить по металлографическим снимкам структуры (соответствующим образом протравленных шлифов) (рис. 1з).

Влияние отпуска на формирование структуры НМС

Отпуск НМС при температуре до 500°C в течение одного часа не приводит к существенным изменениям в структуре. Форма кристаллов не меняется, то есть их дислокационные границы еще мало подвижны. Внутри кристаллов заметны очень мелкие выделения карбидов и нитридов (рис. 2а), а дислокации только начинают, по-видимому, перестраиваться, и плотность их сохраняется высокой.

После отпуска при 600°C в течение 1 часа количество выделений увеличивается (рис. 2б) и наблюдается заметное снижение плотности дислокаций, которые, перестраиваясь, создают многочисленные малоугловые границы (стенка дислокации внутри кристалла показана на рис. 2б).

Отпуск при 700°C в течение одного часа приводит к дальнейшему развитию полигонизации: реечные кристаллы разбиваются на довольно совершенные субзерна (рис. 2в) и постепенно теряют свою форму. Иногда наблюдаются полиэдрические зерна (рис. 2г) малых размеров (0,5 мкм), что свидетельствует о начале протекания рекристаллизационных процессов при этой температуре отпуска. Выделения достигают значительных размеров (0,1 мкм). Хотя преимущественного места сосредоточения указать нельзя (рис. 2д), очевидно, что выделения задерживают рекристаллизацию, тормозя миграцию субзерен.

Установлено, что данный морфологический тип мартенсита (реечные кристаллы, сгруппированные в пакеты) является структурной основой конструкционных низкоуглеродистых сталей.

Поскольку пакет кристаллов представляет собой слабо фрагментированный моноблок, отделенный от соседних высокоугловыми границами, то можно полагать, что именно он входит как структурная единица в соотношения, описывающие прочность стали [28, 29].

В частности, в соотношении Холла – Петча, $\sigma_S = \sigma_0 + k \cdot d^{-1/2}$, связывающем предел текучести σ_S с

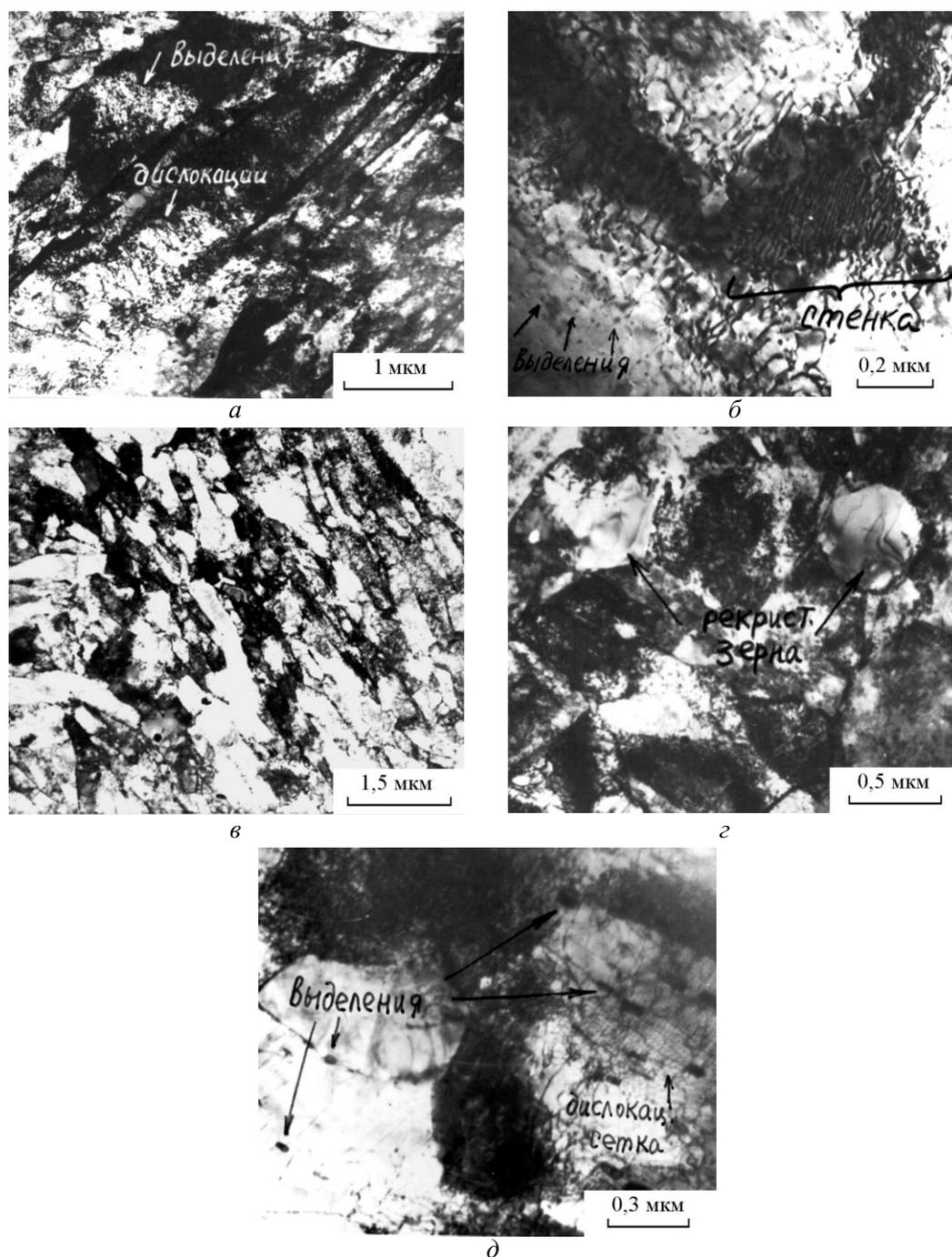


Рис. 2. Структура НМС после закалки и отпуска 1 ч при температурах: а – 500 °С; б – 600 °С; в – 700 °С; г – 700 °С; д – 700 °С.

размерным параметром d , последний хорошо коррелирует с размером не отдельного кристалла, а именно пакета [29]. В этом случае параметр σ_0 характеризует сопротивление движению дислокации не только внутри кристаллов мартенсита, но и включает их переход через малоугловые границы, разделяющие кристаллы одного пакета.

Изучение разрушения низкоуглеродистой никелевой стали [30] показало, что упрочнение, обусловленное размером реек, на 1 – 2 порядка превосходит упрочнение от размера пакетов.

Таким образом, основные структурные составляющие закаленных НМС — пакеты и рейки мартенсита. Размеры пакетов, которые можно выявить

металлографическим методом, а также особенности их внутренней структуры (тонкие реечные кристаллы, разделенные малоугловыми границами и содержащие дислокации с плотностью $\rho > 10^{10} \text{ см}^{-2}$), выявляемые электронномикроскопическим методом, в значительной мере определяют механические свойства закаленной стали.

При отпуске субструктура реечного мартенсита сохраняется в полной мере, однако с выделением карбидов снижается уровень характеристик прочности и ударной вязкости.

В низкоуглеродистых сталях (с содержанием углерода менее 0,1 %), имеющих высокую температуру M_H , процессы перераспределения углерода, образования сегрегаций и атмосфер происходят уже во время закалочного охлаждения, а количество углерода недостаточно для полного насыщения всех дислокаций [1]. Превращение при температурах выше 550 °С [11, 31] сопряжено с дальнейшим выделением углерода из твердого раствора — распадом мартенсита, образованием и ростом специальных карбидов легирующих элементов, процессами полигонизации и рекристаллизации.

Все малоугловые границы в пакетном мартенсите представляют собой границы кручения. Подвижность таких границ крайне затруднительна, потому что их движение должно сопровождаться перестройкой составляющих их сеток дислокаций. В связи с этим рекристаллизация реечного мартенсита не начинается вплоть до 700 °С [32].

Переход одного морфологического типа мартенсита в другой со сменой механизма превращения по мере увеличения содержания углерода в стали обусловлен сильным упрочнением аустенита и снижением температуры сдвигового $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения [27].

Таким образом, при мартенситном превращении конструкционных сталей (с содержанием углерода менее 0,2 %) формируется структура преимущественно реечного мартенсита — пересыщенного твердого раствора, со сложной иерархией, высокой плотностью дислокаций в теле реек, с сегрегациями на дислокациях и дисперсными карбидами, выделяющимися уже в ходе закалочного охлаждения. При закалке НМС упрочнения достигают, как и для сталей других классов, за счет: образования пересыщенного твердого раствора углерода в решетке железа (твердорастворный механизм), создания тонкой субструктуры зерна (субструктурный механизм), повышения плотности дислокаций (дислокационный механизм), закреплении их атмосферами атомов углерода и (или) карбидами (дисперсионный механизм) [33–36], но основными являются дислокационный и субструктурный механизмы [37].

Влияние различных факторов

Морфологический тип мартенсита в сталях оказывает влияние на весь комплекс механических свойств. Дисперсность характерных элементов структуры зависит не только от содержания добавок и степени деформации, но и от других физических методов воздействий. Для одного и того же состава стали дисперсность структуры низкоуглеродистого мартенсита не всегда является функцией размера зерна аустенита. При содержании углерода порядка 0,2 % зависимость между размером зерна и рейки обычно существует [30, 38–40], а при концентрации углерода менее 0,1 % функциональной связи не выявляют [26, 38, 41, 42].

Скорость охлаждения также имеет ограниченное влияние на размер характерных элементов структуры. При скоростях охлаждения порядка 1200 °С/с и выше начинает формироваться реечно-блочная структура с большим характерным элементом, чем в чисто реечной [43].

Влияние магнитного поля изучено на стали 50Н26. Воздействие импульсного магнитного поля на стадии фазового перехода вызывает изменение структуры от линзовидного до тонкопластинчатого мартенсита [44]. Тонкопластинчатому мартенситу соответствовали лучшие прочность и пластичность, однако реечный мартенсит в обсуждаемой работе получен не был.

Малые размеры элементов субструктуры реечного мартенсита и высокая плотность дислокаций в их внутренних объемах обеспечивают уровень прочности в пределах 1000–1100 МПа. С повышением содержания углерода в стали увеличивается доля твердорастворного упрочнения, однако при содержании углерода более 0,2 % происходит насыщение и закрепление всех дислокаций [1], что приводит к снижению ударной вязкости. Низкое содержание углерода в твердом растворе обуславливает малые искажения кристаллической решетки и небольшие силы Пайерлса – Набарро, что обеспечивает высокую пластичность при напряжениях, соответствующих общей текучести.

Преимущественно дислокационное-субструктурное упрочнение — важнейшая, но не единственная особенность реечного мартенсита. Среди других следует отметить структурные особенности, препятствующие локализации пластической деформации и инициации хрупкого разрушения. Во-первых, в реечном мартенсите практически полностью отсутствуют двойниковые прослойки, границы которых являются эффективными барьерами на пути движущихся дислокаций [20] и, как следствие, местами

зарождения хрупких трещин. Во-вторых, малоугловая граница может работать как полупроницаемая: при определённых “критических напряжениях” в голове дислокационного скопления происходит прорыв дислокационной границы, при этом часть дислокаций уходит в соседний объём, и напряжения в голове дислокаций уменьшаются [45]. В-третьих, как было отмечено выше, практически полное закрепление дислокаций в мартенсите достигается при содержании углерода в стали примерно 0,2 % [1]. При содержании углерода ниже этого предела дислокации обладают высокой подвижностью, что обуславливает релаксацию напряжений и, следовательно, обеспечивает высокую пластичность материала.

В традиционных конструкционных сталях большая доля мартенсита обычно имеет пластинчатое строение. Пластинчатый мартенсит обладает повышенной склонностью к хрупкому разрушению не только вследствие преимущественно твердорастворного упрочнения (при этом велики искажения решетки, значительны силы Пайерлса – Набарро, дислокации полностью закреплены атмосферами Коттрелла), но и в результате особенностей формирования. Максимальный сдвиг атомов в решетке и, следовательно, пиковый уровень микронапряжений, достигается по завершению роста мартенситной пластины у ее новой вершины. К объемному эффекту добавляется динамический, вызванный высокой скоростью образования пластины мартенсита [46]. Максимальные пиковые напряжения будут возникать при образовании крупной пластины, которая “пробегает” всё зерно и останавливается на его противоположной границе. Эти микронапряжения ослабляют границы зерен и могут приводить к образованию пограничных микротрещин или, складываясь с полем упругих напряжений магистральной трещины, вызывать межзеренное разрушение [47].

В свежезакаленной стали со структурой низкоуглеродистого мартенсита дислокации, вследствие низкого содержания углерода, сохраняют подвижность, обеспечивая релаксацию напряжений и, следовательно, равномерность их распределения в ходе нагружения. Так, закаленная в широком интервале скоростей охлаждения (на воздухе, в масле, в воде) НМС 12Х2Г2НМФТ(Б), обладает высоким комплексом свойств: $\sigma_B = 1300 - 1250$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1150 - 1050$ МПа, $\delta = 15 - 18$ %, $\varphi = 65 - 60$ %, $KCU = 1,60 - 1,20$ МДж/м², $KCT = 0,74 - 0,60$ МДж/м², $KCU_{-60^\circ C} = 1,15 - 0,80$ МДж/м², $T_{кр} = -65^\circ C$ за счет пакетного мартенсита в результате отсутствия в структуре немартенситных продуктов превращения переохлажденного аустенита [4, 7, 48]. Новые принципы упрочнения НМС обеспечивают, при

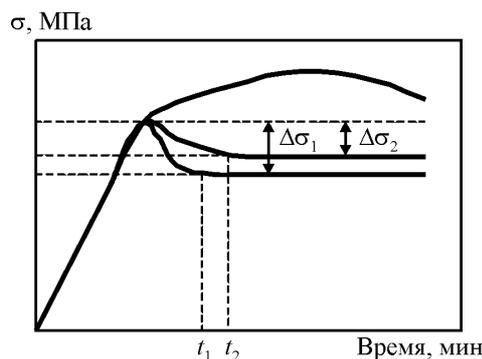


Рис. 3. Схема определения релаксации напряжений для сталей 12Х2Г2НМФТ и 30ХН3МФ. $\Delta\sigma_1$ – падение напряжения при испытании НМС 12Х2Г2НМФТ, $\Delta\sigma_2$ – падение напряжения при испытании 30ХН3МФ

равной прочности с улучшаемыми сталями, вдвое более высокие характеристики ударной вязкости [49]. Величина и скорость релаксации напряжений в стали 12Х2Г2НМФТ, определенная по значению падения напряжения в единицу времени при неизменной длине образца, в 1,5 раза выше, чем у традиционных конструкционных сталей (типа 30ХН3МФ) с содержанием углерода 0,2 – 0,3 % при равной прочности (рис. 3) [50]. Это дает основания утверждать, что структура низкоуглеродистого мартенсита позволяет реализовать повышенное по сравнению с другими типами структур сталей отношение скорости релаксации напряжений к скорости деформационного упрочнения.

Таким образом, механизм упрочнения НМС обеспечивает уникальное сочетание характеристик механических свойств в свежезакаленном состоянии.

Дальнейшее повышение характеристик конструкционной прочности возможно в результате измельчения структурных элементов до наноразмеров.

Получение сталей с нанокристаллической и сверхмелкой структурой возможно несколькими методами, но для массивных образцов обычно проводят: путем совмещения интенсивной пластической деформации с термической обработкой или регулированием размера зерна термоциклированием с многократным нагревом выше температуры полного фазового перехода [51].

Технология реализации этих способов при упрочнении весьма трудоемка, а при относительно сложной форме деталей невозможна.

Однако возможно диспергирование элементов структуры сталей путем закалки из межкритического интервала (МКИ). Для реализации такого способа необходимы стали с исходной низкоуглеродистой мартенситной структурой, отпускоустойчивые при

температурах МКИ. К таким сталям относится НМС 12Х2Г2НМФТ [4] и 12Х2Г2НМФБ [7].

Закалка этих сталей из верхней половины МКИ позволила получить структуру мартенсита со средним размером ширины рейки порядка 100 – 200 нм. Реечная структура мартенсита сталей 12Х2Г2НМФТ и 12Х2Г2НМФБ сохраняется до температуры A_{c1} и при нагреве в МКИ наряду с образованием аустенита. После охлаждения из МКИ формируется структура пакетного низкоуглеродистого мартенсита, в которой чередуются участки вновь образованного и исходного мартенсита. По мере роста температуры отпуска дислокационная структура асимптотически стремится к упорядоченному состоянию, а фазовому $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращению не предшествует образование полиэдрической структуры, что обусловлено выделением дисперсных карбидов. В сталях 12Х2Г2НМФТ и 12Х2Г2НМФБ реализуется структурная наследственность, поскольку труднорастворимые дисперсные карбиды ванадия и титана или ниобия сдерживают рекристаллизационные процессы, сохраняя реечную структуру α -фазы до температуры A_{c3} . Реализация структурной наследственности обеспечивает у этих сталей высокий комплекс свойств при закалке с температур выше A_{c1} на 100 °С. Закалка из МКИ понижает закалочные напряжения, коробление и деформацию. Благоприятное сочетание прочности, пластичности и вязкости обусловлено аддитивным вкладом “свежего” мартенсита и сохранившейся мартенситной α -фазы, которые формируют дисперсную смесь.

Таким образом, решение проблемы дальнейшего значительного повышения конструкционной прочности сталей состоит в измельчении характерного элемента структуры до нанометрического уровня.

Наиболее устойчивой к отпуску, позволяющей в наибольшей степени предотвратить процессы рекристаллизации α -фазы при нагреве в МКИ и, как следствие, обеспечить высокое сочетание твердости, прочности и трещиностойкости в результате нагрева в МКИ является система легирования, реализованная в сталях 12Х2Г2НМФТ и 12Х2Г2НМФБ.

Система легирования, реализованная в сталях 12Х2Г2НМФТ и 12Х2Г2НМФБ, позволяет в наибольшей степени предотвратить процессы рекристаллизации α -фазы при нагреве в МКИ и, как следствие, обеспечивает высокое сочетание твердости, прочности и трещиностойкости сталей.

Термическая обработка НМС с нагревом в МКИ температур диспергирует субструктуру “свежего” мартенсита и обеспечивает повышение твердости и прочности при сохранении высокого уровня трещиностойкости как при статическом, так и при

динамическом нагружении. Ранее термообработка низколегированных сталей с нагревом в МКИ для получения двухфазной структуры была предложена в работе [52]. Термоциклическая обработка НМС из межкритического интервала температур в 2 – 3 раза повышает динамическую трещиностойкость низкоуглеродистой стали с исходной бейнитно-мартенситной структурой при сохранении высокого уровня прочности и статической трещиностойкости. Причина роста трещиностойкости — формирование “блочной” мартенситной фазы с нанометрическим размером фрагментов [43]. Оптимизация параметров термической и термоциклической обработок, как и более широкое исследование особенностей строения и свойств “блочного” мартенсита, может стать направлением дальнейших исследований.

Выводы

Таким образом, мартенситное превращение в малоуглеродистых конструкционных сталях, сопровождающееся деформацией аккомодации по механизму скольжения, приводит к формированию структуры реечного мартенсита с высокой плотностью дислокаций, имеющего сложное самоорганизующееся иерархическое строение: рейки \rightarrow слои (блоки) \rightarrow пакет. Упругие напряжения, вызванные механизмом превращения, полностью компенсируются в пределах пакета, содержание углерода в сталях менее 0,2 % не достаточно для блокировки дислокаций. Особенности структуры низкоуглеродистого реечного мартенсита определяют высокую конструкционную прочность, способствуют сохранению субструктуры реечного мартенсита в НМС до температур фазовых переходов.

Литература

1. Саррак В.И., Суворова С.О. Взаимодействие углерода с дефектами в мартенсите ФММ, 1968, т. 26, вып. 1, с. 147 – 156.
2. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977, 236 с.
3. Авторское свидетельство 697597. С 22 С 38/44. Клейнер Л.М., Мурасов Ф.М., Пиликина Л.Д., Крон И.А., Коган Л.И., Энтин Р.И. Конструкционная сталь. БИ, 1979, № 42.
4. Патент 1790622 СССР. С 22 С 38/50. Клейнер Л.М., Толчина И.В., Архипов В.М., Эфрон Л.И., Тишаев С.И., Усиков М.П., Некрасов В.К., Пиликина Л.Д. Сталь. БИ, 1993, №3.
5. Патент 2009260 РФ. С 22 С 38/38. Клейнер Л.М., Молганов А.М., Архипов В.М., Толчина И.В., Пиликина Л.Д. Высокопрочная свариваемая сталь. БИ, 1995, № 5.

6. Патент 2094519 РФ. С 22 С 38/24. Клейнер Л.М., Пиликина Л.Д., Толчина И.В., Власов Л.А., Сулацков В.И., Трегубов Л.В. Сталь и ее варианты. БИ, 1997, № 30.
7. Патент 2314361 РФ, МПК С 22 С 38/58. Клейнер Л.М., Толчина И.В., Шацов А.А. Высокопрочная, свариваемая сталь с повышенной прокаливаемостью. БИ, 2008. № 1.
8. Перкас М.Д., Кардонский В.М. Высокопрочные мартенситно-старееющие стали. М.: Metallurgy, 1970, 224 с.
9. Хирт Д., Лоте И. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972, 433 с.
10. Курдюмов Г.В., Максимова О.П. Проблемы металловедения и физики металлов. Сб. 5, М.: Metallurgizdat, 1958, с. 13.
11. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Metallurgy, 1986, 480 с.
12. Счастливцев В.М. Структурные особенности мартенсита в конструкционных сталях. ФММ, 1972, т. 33, № 2, с. 326 – 334.
13. Изотов В.И. Морфология и кристаллогеометрия речного (массивного) мартенсита. ФММ, 1972, т. 34, с. 332 – 336.
14. Штремель М.А., Андреев Ю.Г., Козлов Д.А. Строение и прочность пакетного мартенсита. МиТОМ, 1999, № 4, с. 10 – 15.
15. Андреев Ю.Г. Границы и субграницы в пакетном мартенсите. II. Границы между пакетами. ФММ, 1990, № 3, с. 168 – 172.
16. Счастливцев В.М., Родионов Д.П., Садовский В.Д. и др. Некоторые структурные особенности закаленных монокристаллов конструкционной стали, выращенных из расплава. ФММ, 1970, т. 30, № 6, с. 1238 – 1244.
17. Этерашвили Т.В., Утевский Л.И., Спасский М.Н. Строение пакетного мартенсита и локализация остаточного аустенита в конструкционной стали. ФММ, 1979, т. 48, № 4, с. 807 – 815.
18. Chilton J.M., Barton C.J., Speich G.R. Martensite transformations in low-carbon steels. Iron and Steel Inst. 1970, v. 208, no. 2, p. 184 – 193.
19. Krauss G., Marder A.R. The morphology of martensite in iron alloys. Met. Trans., 1971, v. 2, no. 9, p. 2343 – 2357.
20. Apple C.A., Karon R.Y., Krauss G. Packet Microstructure in Fe-0.2 pct.C Martensite. Met. Trans., 1974, v. 5, no. 3, p. 593 – 599.
21. Sarma D.S., Whiteman J.A., Woodhead J. Habit plane and morphology of lath martensites. Metal. Sci. J., 1976, v. 10, no. 11, p. 391 – 395.
22. Андреев Ю.Г. Границы и субграницы в пакетном мартенсите. I. Границы между кристаллами в пакете. ФММ, 1990, № 3, с. 161 – 167.
23. Marder A.R., Krauss G. , The Effect of Morphology of the Strength of Lath Martensite, Second International Conference on the Strength of Metals and Alloys, Vol. III, ASM, Asilomar, CA 1970, p. 822.
24. Marder A.R., Krauss G. The Morphology of Martensite in Iron-Carbon Alloys. Trans. ASM, v. 60, 1967, p. 651.
25. Marder A.R., Krauss G. The Formation of Low-Carbon Martensite in Fe-C Alloys. Trans. ASM, 1969, v. 62, p. 957.
26. Андреев Ю.Г., Беляков Б.Г., Груздов А.П. и др. Определение пространственной формы и размеров кристаллов мартенсита. ФММ, 1973, т. 35, с. 375 – 379.
27. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Metallurgy, 1983, 480 с.
28. Roberts M.-J. Effect of Transformation Substructure on Strength and Toughness of Fe-Mn Alloys. Metallurgical Trans., 1970. v. 1, no. 12, p. 3287 – 3294.
29. Spreich G.R., Swan P.R. Yield Strength and transformation Substructure of Quenched Iron-Nickel Alloys. J. Iron and Steel Institute, 1965. v. 203, no. 5, p. 480.
30. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация. М.: МИСИС, 1997, 527с.
31. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. М: Metallurgy, 1985, 408 с.
32. Штремель М.А. Прочность сплавов: ч. 1. Дефекты решеток. 2-е изд. М.: МИСиС. 1999, 384 с.
33. Счастливцев В.М. Электронномикроскопическое исследование структуры мартенсита конструкционных сталей. ФММ, 1974, т. 38, № 4, с. 793 – 802.
34. Курдюмов Г. В. Природа упрочнения состояния металлов. МиТОМ, 1960, № 10, с. 22 – 30.
35. Курдюмов Г. В., Перкас М. Д. О роли свойств кристаллов и субструктуры зерна в прочности металлов. МиТОМ, 1961, № 9, с. 33 – 43.
36. Курдюмов Г. В., Перкас М. Д., Хандрос Л. Г. О роли искажений второго рода в упрочнении металлов. ФММ, 1959, т. 7, вып. 5, с. 747 – 751.
37. Кидин И.Н., Штремель М.А., Карабасова Л.В., Исакина В.Н. Сравнение факторов упрочнения безуглеродистого мартенсита. ФММ, 1972, т. 34, № 1, с. 208 – 211.
38. Ряпосов И.В., Клейнер Л.М., Шацов А.А., Носкова Е.Ф. Формирование зеренной и речной структуры в низкоуглеродистых мартенситных сталях термоциклированием. МиТОМ, 2008, № 9, с. 33 – 39.
39. Speich G. R., Warlimont H. Yield strength and transformation substructure of low-carbon martensite. J. Iron and Steel Inst., 1968, v. 206, no. 4, p. 385 – 392.
40. Kelly P.M., Nutting J. The morphology of martensite. J. Iron and Steel Inst., 1961, no. 197, p. 199 – 211.
41. Бернштейн М.Л., Добаткин С.В., Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д. Диаграмма горячей деформации, структура и свойства сталей: Справочник. М.: Metallurgy, 1989, 544 с.
42. Roberts M. Effect of Transformation substructure on the strength and toughness of Fe – Mn alloys. Met. Trans., 1970, v. 1, no. 12, p. 3287 – 3291.
43. Закирова М.Г. и др. Структурная наследственность и перекристаллизация при «быстрой» кристаллизации системно-легированных сталей. МиТОМ, 2008, № 10, с. 18 – 26.
44. Счастливцев В.М., Олесов В.Н., Смирнов Л.В., Фокина Е.А., Калетин Ю.А. Влияние магнитного поля на морфологию мартенсита и механические свойства сплава 50Н26. ФММ, 1990, № 11, с. 166 – 174.

45. Грабский М.В. Структура границ зерен в металлах. М.: Металлургия, 1972, 160 с.
46. Романив О.Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. М.: Металлургия, 1979, 176 с.
47. Георгиев М.Н., Межова Н.Я., Минаев В.Н., Симонов Ю.Н. Структурные аспекты циклической трещиностойкости закаленных и отпущенных сталей. ФХММ, 1985, № 5, с. 48 – 53.
48. Каменских А.П., Заяц Л.Ц., Клейнер Л.М., Симонов Ю.Н., Яковлева И.Л. Особенности $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в стали 12Х2Г2НМФТ, ФММ, 2002, т. 3, № 1, с. 90 – 93.
49. Сталь на рубеже столетий. Под научной редакцией Ю.С. Карабасова. М.: МИСиС, 2001, 664 с.
50. Клейнер Л.М., Шацов А.А. Нанокристаллическая структура низкоуглеродистого речного мартенсита и конструкционная прочность. Фундаментальные проблемы современного материаловедения. Алтайский ГТУ, 2007, №1, с. 72 – 74.
51. Портер Л.Ф., Добковски Д.С. Регулирование размера зерна термоциклированием. Сверхмелкое зерно в металлах. М.: Металлургия, 1973, с. 135 – 164.
52. Голованенко С.А., Фонштейн Н.М. Двухфазные низколегированные стали. М.: Металлургия, 1986, 207 с.

***Клейнер Леонид Михайлович** — Пермский государственный технический университет, доктор технических наук, профессор. Специалист в области металловедения и термической обработки. E-mail: kleynere@pstu.ru.*

***Ларинин Данил Михайлович** — Пермский государственный технический университет, кандидат технических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области металловедения и термической обработки. E-mail: larinin@pstu.ru.*

***Шацов Александр Аронович** — Пермский государственный технический университет, доктор технических наук, профессор. Специалист в области металловедения и порошковой металлургии. E-mail: shatsov@pstu.ru.*

***Закирова Мария Германовна** — Пермский государственный технический университет, кандидат технических наук, старший преподаватель. Специалист в области металловедения и термической обработки.*