

УДК 669.15-194

**МОРФОЛОГИЯ И ТОНКАЯ СТРУКТУРА ПРОДУКТОВ  
ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА  
В НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 08Г2С ПОСЛЕ ОТПУСКА**

**В. И. Большаков, д.т.н. проф., А. В. Маковская, асп.**

*ГВУЗ «Приднепровская государственная академия  
строительства и архитектуры»*

**Введение**

Низкоуглеродистые микролегированные стали широко применяются в строительной индустрии [1]. Их структуры после некоторых видов обработки приведены в работах [1-3]. В производственных и эксплуатационных условиях стали подвергаются целенаправленному или случайному повторному воздействию высоких температур (отпуску). Температура и длительность отпуска являются наиболее важными параметрами, которые существенно влияют на свойства материала. Увеличение температуры и длительности выдержки при отпуске приводит к интенсификации диффузионных процессов и, как следствие, к более существенным структурным изменениям и переходу к более устойчивому состоянию.

Изменения в структуре металла после изотермического распада и дополнительного отпуска привели к изменению механических свойств, например, повысилась пластичность и вязкость, снизилась твердость и уменьшились остаточные напряжения в стали. Суммарное влияние различных факторов, действующих при отпуске, приводит к широкому разнообразию в структурах и свойствах готовых изделий. Целью работы было создание «эталонных» структур, которые могли бы служить опорными для сравнительного анализа текущих экспериментальных и производственных изделий или образцов.

**Материал и методика исследований**

Для исследования влияния температуры изотермического превращения аустенита и последующего отпуска на структуру и свойства использовали образцы стали 08Г2С следующего химического состава: 0,06% углерода, 0,93% кремния, 0,014% хрома, 1,83% марганца, 0,02% серы, 0,023 фосфора. Образцы аустенитизировали в соляной ванне при температуре 920°C в течение 7 минут. Затем их подвергали изотермической обработке при 700...200°C с шагом 50°C. Время выдержки составляло 5 минут, что было достаточным для полного превращения аустенита. После проведенных экспериментов образцы исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии. Результаты этих исследований приведены в [3]. Далее образцы повторно нагревали до температур их изотермических выдержек и отпускали в течение 30 минут после чего следовало охлаждение на воздухе.

Температуру контролировали при помощи зачеканенных хромель-алюмелевых термопар на потенциометре ПП-63. Структуру стали анализировали методами электронной микроскопии на приборе ЭМ-125.

**Результаты исследования и их обсуждение**

Дополнительный отпуск образцов позволяет моделировать (в лабораторных условиях) процессы трансформации структур при ускоренном охлаждении или закалке, с последующим отпуском или самоотпуском, реального

крупногабаритного проката. Ожидается, что весь набор возможных структур, формирующихся, например, по сечению толстого листа будет соответствовать структурам, полученным в лабораторных условиях.

**t = 650°C.** В результате распада аустенита образуются два типа структур: полиэдрические зерна феррита и колонии перлита. Отпуск при этой же температуре изменяет тонкую структуру феррита – общая плотность дислокаций понижается, на мелких карбидных частицах наблюдаются дислокационные петли. Встречаются зерна феррита с частицами третичного цементита, а также отдельные дислокации с “эффектом бус” – частицы карбонитридов (рис. 1а). Исследование тонкой структуры этих фаз показало, что морфология цементита практически единообразна – сфероидизированные карбидные частицы почти одинакового размера (рис. 1б). Дислокационная субструктура феррита более разнообразна. На рисунке 1б видна также низкая плотность дислокаций  $\rho = 2 \dots 3 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$  в начальной стадии формирования гексагональных дислокационных сеток, то есть наблюдаются процессы формирования субграниц, которые в некоторых областях хорошо развиты, но угол разориентации на них не превышает нескольких угловых минут, т. е.  $\theta \approx 0,01 \dots 0,05^\circ$  (рис. 1в).

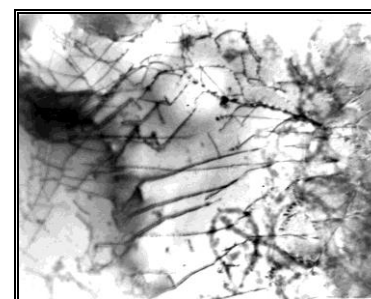
**t = 600°C.** В стали активируются процессы, аналогичные рассмотренным выше. В полиэдрическом феррите несколько повышается плотность дислокаций до  $\rho = 3 \dots 5 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$  (рис. 2а), наблюдаются признаки полигонизации (рис. 2б). В данном случае изменения в тонкой структуре соответствуют процессам полигонизации в феррите,  $\theta \approx 0,05 \dots 0,1^\circ$  (рис. 2в) [1–4].

**t = 550°C.** Полиэдрический феррит содержит дислокации и на них видны мельчайшие карбидные частицы, плотность дислокаций,  $\rho = 5 \dots 7 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$  (рис. 3а). Перлит при этой температуре подвержен начальной стадии сфероидизации (деление пластинок цементита и округление граней), в ферритных промежутках видны единичные дислокации (рис. 3б и в). Дислокационные субграницы становятся более отчётливыми, а угол разориентации на них несколько повышается до  $\theta \approx 0,1 \dots 0,5^\circ$ .

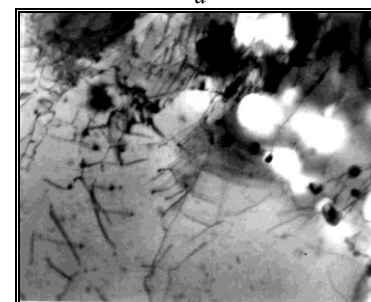
**t = 500°C.** В стали резко снижается количество полиэдрического феррита, его сменяет реечный игольчатый феррит со сравнительно высокой плотностью дислокаций  $\rho = 1 \dots 3 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  (рис. 4а). После отпуска 500°C в игольчатом феррите плотность дислокаций существенно понижается до  $\rho = 10^9 \text{ см}^{-2}$ , а сами дислокации декорированы сегрегациями атомов углерода. В редких колониях перлита видны слабые признаки начальной стадии сфероидизации (рис. 4б). Пластинчатый мартенсит в виде тонких карбидных прослоек образуется на границах реек игольчатого феррита и в некоторых случаях начинает распадаться с образованием тонких карбидных частиц. Обособленные карбидные частицы укрупняются, а угол разориентации на дислокационных субграницах в игольчатом феррите повышается до  $\theta \approx 0,1 \dots 1,0^\circ$  (рис. 4в).

**t = 450°C.** В структуре исследуемой стали, игольчатый феррит встречается повсеместно в смеси с прослойками мартенсита и редкими зёрнами бейнита. Влияние отпуска при этой температуре сказывается менее заметно по сравнению с более высокими температурами. Тем не менее, в игольчатом феррите плотность дислокаций составляет  $\rho = 4 \dots 7 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ , мелкие карбидные частицы наблюдаются в узлах взаимодействия дислокаций (рис. 5а). Пластинчатый мартенсит под влиянием получасового отпуска при 450°C претер-

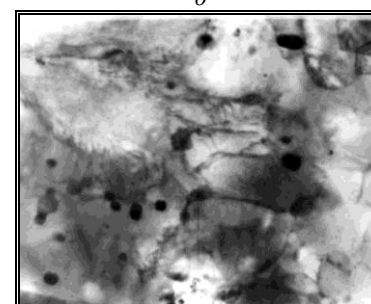
певаает начальную стадию распада – на двойниках превращения выделяются карбиды и снижается плотность дислокаций в отдельных мартенситных пластинах до  $3...5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  (рис. 5б).



а

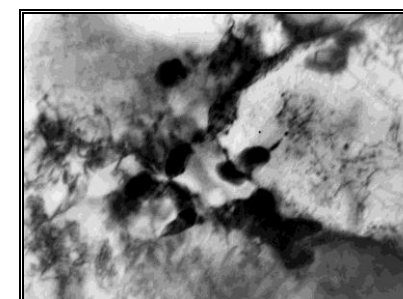


б



в

Рис. 1. Морфология продуктов превращения стали 08Г2С после аустенитизации, изотермической выдержки 7 мин при 650°C, отпуска 650°C в течение 30 мин.



а



б



в

Рис. 2. Морфология продуктов превращения стали 08Г2С аустенитизации, изотермической выдержки 7 мин при 600°C, отпуска 600°C в течение 30 мин.

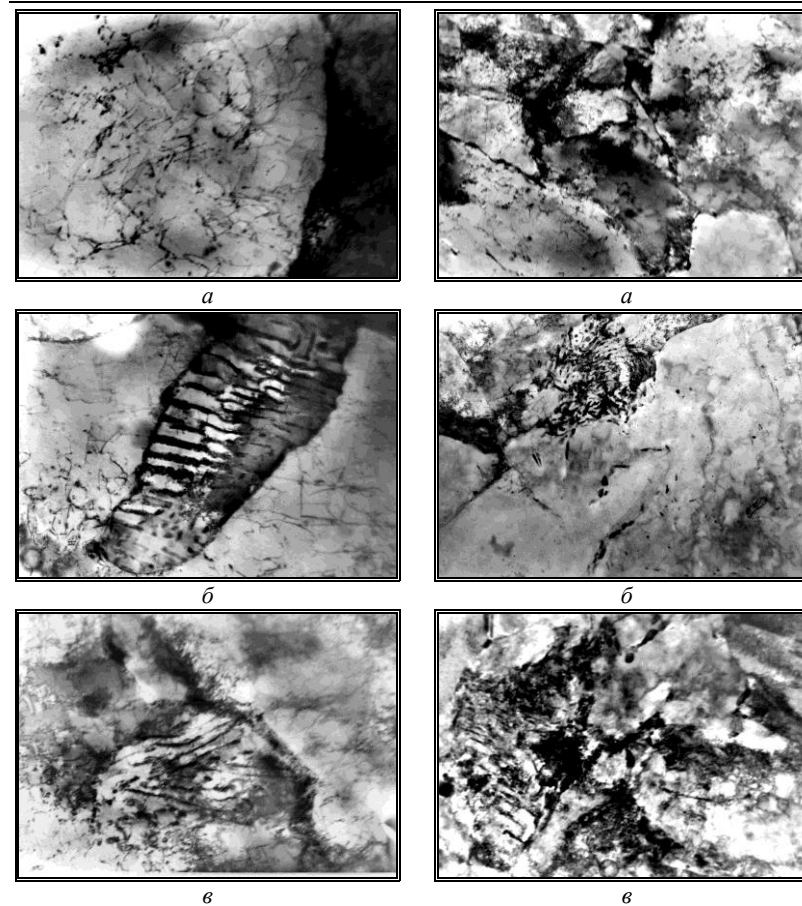


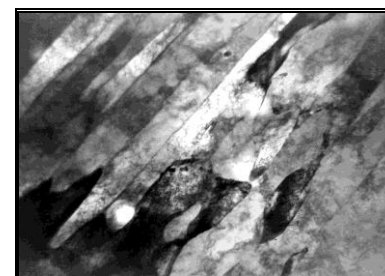
Рис. 3. Морфология продуктов превращения стали 08Г2С после аустенитизации, изотермической выдержки 7 мин при 550°C, отпуска 550°C в течение 30 мин.

Рис. 4. Морфология продуктов превращения стали 08Г2С после аустенитизации, изотермической выдержки 7 мин при 500°C, отпуска 500°C в течение 30 мин.

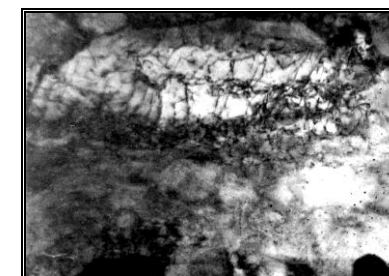
В верхнем бейните укрупняются карбидные частицы, лежащие в основном по границам реек и снижается плотность дислокаций до  $\rho = 3...6 \cdot 10^9$  (рис. 5б). Между отдельными субзернами игольчатого феррита после отпуска угол разориентации составляет  $\theta \approx 0,5...3,0^\circ$ , но размер карбидных частиц не изменяется.

$t = 400...350^\circ\text{C}$ . В структуре изотермического распада исследуемой стали почти не наблюдается доэвтектоидный феррит. Основная структурная составляющая непосредственно после превращения представлена широкими рейками игольчатого феррита с довольно высокой плотностью дислокаций  $\rho$

$= \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . В некоторых случаях эти дислокации декорированы карбидными выделениями. После отпуска при этих температурах в игольчатом феррите несколько снизилась плотность дислокаций до  $\rho = 5 \dots 8 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ , угол раз ориентации на субграницах  $\theta = 0,1 \dots 3,0^\circ$ . Размер карбидных частиц составляет менее  $0,05 \text{ мкм}$  (рис. 6а, -в).



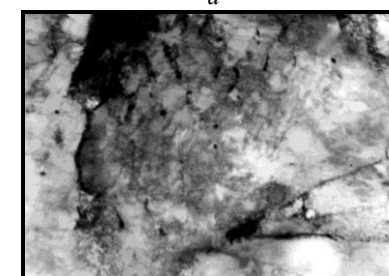
а



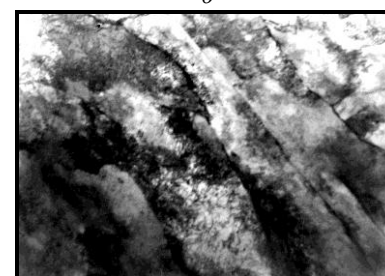
а



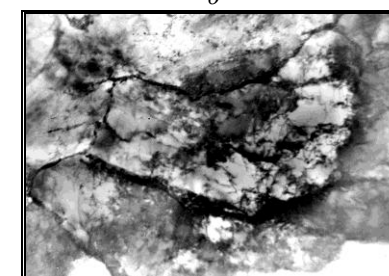
б



б



в



в

Рис. 5. Морфология продуктов превращения стали 08Г2С аустенитизации, изотермической выдержки 7 мин при  $450^\circ\text{C}$ , отпуска  $450^\circ\text{C}$  в течение 30 мин.

Рис. 6. Морфология продуктов превращения стали 08Г2С аустенитизации, изотермической выдержки 7 мин при  $350^\circ\text{C}$ , отпуска  $350^\circ\text{C}$  в течение 30 мин.

В прослойках мартенсита также понизилась общая плотность дислокаций. Видимых изменений в структуре тонких прослоек остаточного аустенита электронно-микроскопические исследования не выявили.

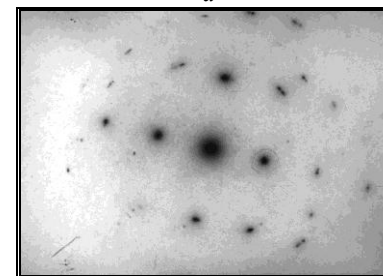
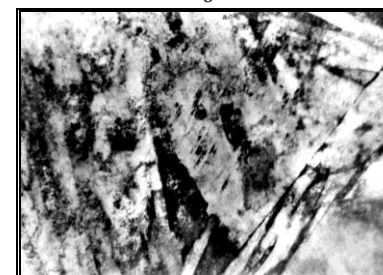
*a**б**в*

Рис. 7. Морфология продуктов превращения стали 08Г2С после аустенитизации, изотермической выдержки 7 мин при 250°С, закалки и отпуска при 250°С в течение 30 мин. *a* – структура реечного дислокационного мартенсита; *б* - микродифракционная картина с осью зоны [001]<sub>Ф</sub>; *в* - структура реечного дислокационного мартенсита пластинчатые кристаллы остаточного аустенита.

**t = 250°С.** Основным структурным элементом при этих температурах являются структуры реечного типа – смесь низкоуглеродистого (реечного) и среднеуглеродистого (пластинчатого) мартенситов [3, 4]. В реечном мартенсите наблюдается слабое снижение плотности дислокаций до  $\rho = 4 \dots 6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  (Рис. 7*a*), но азимутальная разориентировка  $\theta = 2,0 \dots 5,0^\circ$  на субграницах

практически не изменилась (Рис. 7б). В кристаллах мартенсита, подверженных самоотпуску, после дополнительного отпуска понизилась плотность дислокаций (разрешаются отдельные дислокации), а карбидные частицы несколько уменьшились в размерах. Тонкие прослойки остаточного аустенита не претерпевают изменений и, следовательно, не распадаются на феррит и карбиды (Рис. 7б). Углеродистый мартенсит содержит несколько более высокую плотность  $\rho = 5 \dots 8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  дислокаций, а в двойниках превращения после отпуска наблюдается дифракционный контраст, обусловленный процессами выделения на них углерода из пересыщенного твердого раствора (Рис. 7в).

#### **Выводы**

1. В лабораторных условиях смоделированы процессы трансформации структур при ускоренном охлаждении или закалке с последующим отпуском или самоотпуском.
2. В работе созданы «эталонные» структуры, которые могут служить опорными для экспресс-анализа в заводских условиях суммарного влияния факторов, действующих при отпуске.
3. Изменения в структуре исследуемых образцов можно разделить на несколько характерных температурных участков, в пределах которых постоянен либо механизм распада аустенита, либо количественное соотношение структурных составляющих [5, 6].
4. Отпуск при  $t = 600 \dots 650^\circ\text{C}$  изменяет тонкую структуру феррита – общая плотность дислокаций понижается, на мелких карбидных частицах наблюдаются дислокационные петли.
5. Отпуск при  $t = 450 \dots 550^\circ\text{C}$  приводит к исчезновению перлита, структура, в основном, состоит из игольчатого феррита. Начиная с  $500^\circ\text{C}$  происходит глубокий отпуск мартенситных прослоек между рейками игольчатого феррита. Ниже температуры  $500^\circ\text{C}$  перлитные колонии не образуются.
6. В температурном интервале отпуска  $t = 350 \dots 400^\circ\text{C}$  и ниже основной структурной составляющей является отпущенный низкоуглеродистый мартенсит с пластинообразными частицами карбидов.
7. Отпуск при  $250^\circ\text{C}$  характеризуется снижением плотности дислокаций, увеличением карбидных частиц, снижением степени пересыщенности твердого раствора. Карбидные частицы уменьшаются в размерах, или вновь образуются в процессе выделения углерода из твердого раствора.

#### **Список использованной литературы**

1. Большаков В.И. Субструктурное упрочнение конструкционных сталей. – 2е издание, доп. и перераб. – Канада, 1998. – 320 с.
2. Большаков В.И., Сухомлин Г.Д., Погребная Н.Э. Атлас структур металлов и сплавов. – Днепропетровск., GAUDEAMUS, 2001. – 114 с.: ил.
3. Большаков В.И., Маковская А.В. Морфология и тонкая структура продуктов изотермического превращения аустенита в низколегированной стали 08Г2С. Строительство, материаловедение, машиностроение // Сб. научн. трудов. Вып. 48, ч.3. – Дн-вск, ПГАСА, – 2009. – 260 с. (в обл.) – С. 91-98.
4. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 238 с.
5. Материаловедение и термическая обработка стали. В 3 т. / Под ред. М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахштадта. – М.:–Металлургия, 1983.–№ 2.– 345 с.
6. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1978. – 647 с.