

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА И МЕХАНИЗМ ТЕПЛООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ХОЛОДНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

МОЙСЕЙЧИК Е. А.

Белорусский национальный технический университет

Холодная деформация конструктивных элементов из сталей сопровождается значительными изменениями в их внутреннем строении [1]. При их деформировании происходят изменение плотности и распределение дислокаций по объему материала. Так, при деформации железа [2] до 1–2 % в зернах феррита образуется структура с относительно равномерным распределением дислокаций. При деформации свыше 5 % образуются перемежающиеся участки с различной плотностью дислокаций. При росте деформаций увеличивается плотность дислокаций на границах участков и образуется ячеистая структура. Дальнейшее деформирование (30 % и более) увеличивает плотность дислокаций в стенках ячеек. Ячейки плавно изменяют форму от равновесной до вытянутой в направлении деформирования. При таком процессе избыточные атомы углерода существуют не свободно в феррите, а образуют упругие атмосферы вокруг компонентов дислокаций, расположенных вблизи межфазных ферритоцементитных границ [3–5]. Атмосферы Коттрелла из атомов внедрения (углерод, азот) тормозят движение дислокаций, ведут к изменению прочности и пластичности деформированной стали. Значительные изменения в процессе деформирования происходят и в карбидосодержащих структурных составляющих. Особенно существенные изменения проявляются в цементите пластинчатой формы: дробление, фрагментация, морфологические изменения, частичный распад цементита с переходом излишнего углерода в ферритную матрицу. При этом может распадаться до 50 % цементита [1]. Сильная пластическая деформация инициирует не только распад и диффузию углерода, но и приводит к изменению механизма диффузии, свойств не распавшегося цементита, упрочнению стали. Дислокационные теории обосновывают энергетические особенности связи атомов углерода в решетке цементита и с краевой дислокацией. Так, по данным [3–5], соответствующие вели-

чины энергии при температуре 20 °С составляют: $0,64 \cdot 10^{-19}$ Дж и $(0,8–1,6) \cdot 10^{-19}$ Дж. При температуре выше 400 °С насыщенное облако из примесных атомов совместно с дислокацией перемещается на карбидосодержащие частицы и вызывает восстановление разложившегося при деформации цементита [1]. При переходе атомарного углерода с дислокации в цементитную фазу выделяется заметное количество теплоты, приводящей к повышению температуры деформированного материала: в стали эвтектоидного состава на каждые 10 % предварительно распавшегося и восстановленного при отжиге цементита выделяется примерно 2,51 Дж/кг теплоты [5].

Изложенное показывает, что сопротивляемость деформации, процессы теплообразования и перераспределения углерода при деформировании стали взаимосвязаны. Целью настоящей работы является экспериментальное исследование распределения углерода на участках с различными величинами деформации и выявление их взаимосвязи с теплообразованием в деформируемых объемах материала образцов из низкоуглеродистых нелегированных сталей.

Материал и методика исследований. Для испытаний были вырезаны из листового проката из распространенной в строительстве малоуглеродистой стали СтЗсп (ГОСТ 380–2005) плоские стандартные образцы квадратного сечения 3х3 мм с длиной рабочей части 56 мм. Элементный состав стали стандартных образцов: С – 0,15–0,21 %, Мп – 0,45–0,50 %, Ni – 0,02–0,11 %, Cr – 0,06–0,26 %, Si – 0,24–0,26 %, Fe – основа. Исследование элементного состава проводили на аттестованном атомно-эмиссионном спектрометре «ЭМАС-200Д» (погрешность определения – 3–5 относительных процентов). Анализ на углерод проводили на экспресс-анализаторе АН 7529. Исследование структуры выполняли на световом микроскопе MeF-3 фирмы Reichert (Австрия) при увеличениях $\times 100$, $\times 200$, $\times 500$ по ГОСТ 8233–56. Вид

шлифов из элементов стандартного образца показан на рис. 1. Испытание на растяжение образца проводили в соответствии с ГОСТ 1497–84 на универсальной испытательной машине Instron 1195. Полученные механические характеристики образцов приведены в табл. 1. Вид участков образцов показан на рис. 2, а микроструктура – на рис. 2, 3, 5.



Рис. 1. Вид шлифов из образца после испытания на растяжение

Таблица 1
Механические характеристики образцов

№ образца	Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
Стандартный образец			
4	444,9	269,8	17
6	442,9	265,3	18
14	442,0	263,5	17
1	439,3	264,0	19

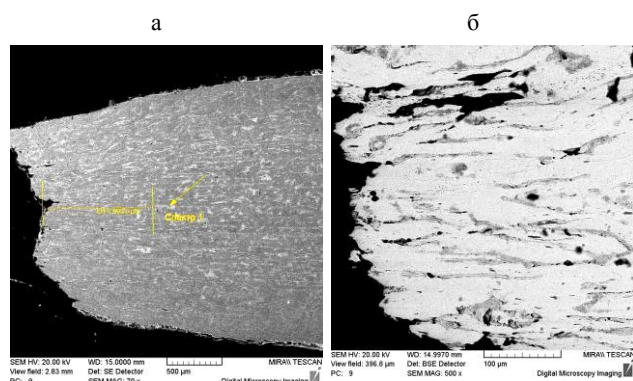


Рис. 2. Вид участка стандартного образца в зоне: а – шейки; б – кромки излома

Микроструктура образца до деформирования (рис. 3а) – ферритно-перлитная со строчечной полосчатостью 1 балл по шкале Б; в зоне разрыва 0,1 мм от края разрыва) – строчечная ферритно-перлитная, полосчатость – 4 балла по шкале Б с вытянутыми вдоль линии разрыва зернами. Исследование морфологии образцов проводили на сканирующем электронном мик-

роскопе высокого разрешения Mira фирмы Tescan (Чехия).

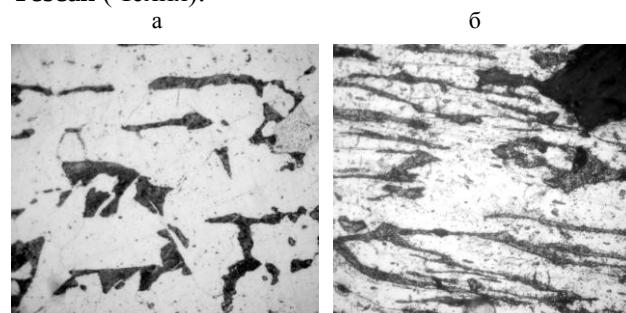


Рис. 3. Микроструктура стандартного образца: а – до деформирования; б – после разрушения у излома

Микроскоп оснащен детекторами вторичных электронов SE и обратно отраженных электронов BSE, которые позволяют проводить исследование образцов в двух режимах. Исследование элементного состава проводилось с помощью микрорентгеноспектрального анализатора INCA 350 фирмы Oxford Instruments (Англия), с помощью которого можно определять элементы от бора до урана. Минимальный предел обнаружения элемента – 0,5 %; погрешность метода – 3–5 относительных процентов.

Результаты экспериментального исследования стандартного образца. Элементный состав стандартного образца после разрушения исследовали на недеформированном и деформированном участках поверхности: в точках, расположенных у излома (рис. 4а), и в точках, расположенных на ненагруженных участках (рис. 4б). Распределение углерода на фрагменте сильнодеформированного участка образца показано на рис. 5б. Попарное сопоставление изменения содержания углерода по участкам рабочей зоны исследуемого образца и спектрограмм подтверждает предположение о заметном увеличении углерода на участках стандартного стального образца с сильно деформированным материалом.

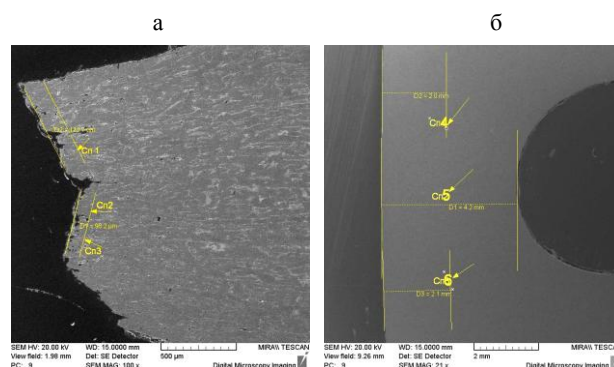


Рис. 4. Расположение точек снятия спектрограмм на поверхности

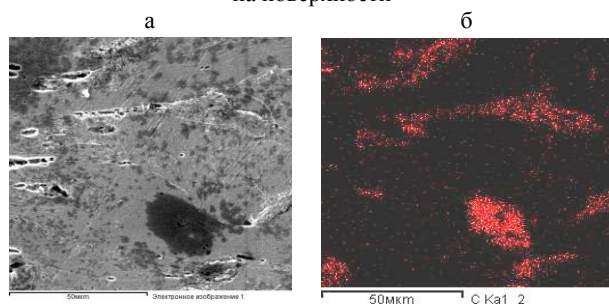
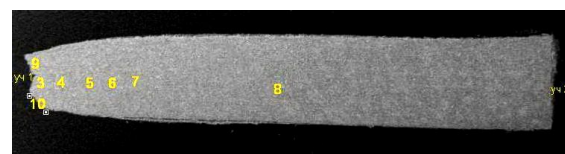
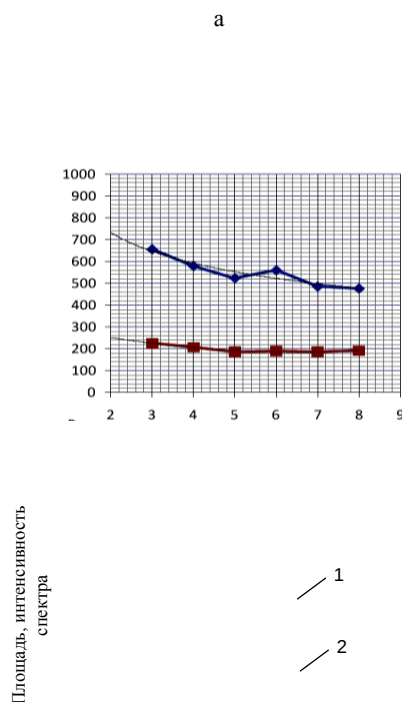


Рис. 5. а – вид фрагмента сильнодеформированного участка у излома; б – распределение на этом участке углерода

Для исследования распределения углерода вдоль оси рабочего участка деформированного образца и в зоне излома производились дополнительные измерения на участках 1–7 (рис. 6а). Участки 3–8 расположены один от другого на расстояниях: 3–4 (0,5 мм); 4–5 (0,5 мм); 5–6 (1,5 мм); 6–7 (2,0 мм); 7–8 (5,0 мм). Из рис. 6 следует, что рост концентрации углерода по линиям 1–2 происходит в пределах шейки. При этом в зоне излома (участок 1) содержание углерода превышает содержание углерода в средней части образца (участок 8, равномерное деформирование) примерно на 17–21 %. В средней части излома (участок 1) содержание углерода примерно в два раза выше, чем в крайних частях (участки 9, 10). Сужение рабочей части стандартного образца (участки 6–8) составило 12–17 %. Ориентировочное изменение содержания углерода у излома относительно его содержания в первоначальной структуре можно получить по соотношению относительных площадей, занимаемых перлитной составляющей на соответствующих участках.



б
Номер участка

Рис. 6. а – схема расположения участков анализа; б – изменение содержания углерода по участкам рабочей зоны исследуемого образца; 1 – площадь; 2 – интенсивность спектра

Такой «геометрический» расчет показывает, что в среднем в зоне излома содержание углерода в 1,5 раза должно превышать его содержание на недеформированных участках. Это позволяет считать, что основной причиной повышения концентрации углерода в шейке является увеличение доли перлитоферритной составляющей в поперечных сечениях у излома. Из рис. 5 следует, что углерод распределен во всех составляющих стали. Основная его доля находится в перлитоферритных колониях, на границах зерен. Концентрация углерода на перлитоферритных участках равномерного деформирования рабочей зоны образца (участки 6–8) примерно одинакова. Подобной является и его концентрация на таких же участках в зоне «шейки». Концентрация углерода, распределенного в ферритных составляющих стали, примерно одинакова на всех участках образца и значительно ниже его содержания на перлитоферритных участках. На фотографиях участков 1–10 (рис. 6а) выделяются полосы локализованных сдвигов, плотность которых растет с увеличением относительной деформации материала. Полосы расположены под углом 40–50° относительно направления деформационного потока (направления действия нагружающего усилия). При этом заметно, что полосы сдвига пересекают и перлитоферритные образования, которые разделяются на более дробные составляющие, смещаемые и разворачиваемые по направлению потока деформирования (смещения ферритной составляющей). В результате такой «обработки» перлитоферритные участки становятся вытянутыми (иглоподобными) и ориентированными по направлению деформационного потока. Расстояние между перлитоферритными составляющими уменьшается. Так, в зоне излома это расстояние примерно в два раза ниже, чем на участках равномерной деформации. Из рисунков видно, что при деформировании образца в его теле образуются и развиваются поры и полости. Расположены они в ферритных составляющих, на пограничных с перлитными компонентами

участках и имеют преимущественно вытянутую по направлению деформационного потока форму. Отдельные поры расположены в перлитоферритных зернах. Повышения содержания углерода на поверхностях пор примененными приборами не зафиксировано. Марганец и железо относительно равномерно распределены по объему образца. По отсутствию элементов на отдельных участках можно уверенно идентифицировать эти участки как поры.

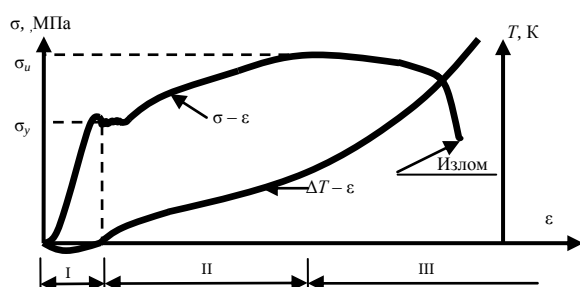
При анализе полученных результатов полезно сопоставить их с результатами исследований [6] с целью прояснения физической природы упрочнения мартенсита при пластической деформации. Посредством электролитического растворения стали и химического анализа нерастворившихся ее осадков показано, что «при пластической деформации мартенсита происходит его распад с образованием карбидов железа высокой степени дисперсности» [6]. Аналогичный распад происходит и при отпуске закаленной стали.

Автор [6] отмечает, что для исследованных сталей явление карбидообразования не зависит от вида напряженного состояния, «имеет место только при пластической деформации и отсутствует при упругой».

Физико-химические изменения, происходящие в структуре стали при ее деформировании, показаны в [6] в основном схематично. Результаты более детальных исследований изложены в публикациях [7–18], комплексное изучение состояния цементита в холоднодеформированной – в [9–11]. С использованием различных физических методов исследования установлено, что в процессе пластической стадии деформации происходят существенные изменения в карбидной фазе, распад до 50 % карбидной фазы стали. В [9] показано, что в процессе холодной пластической деформации стали (сталь 60, У7, У8А, У10А, У12А) происходят дробление цементитных частичек, распад и разрушение некоторых из них. При этом образуется химически свободный углерод и железо. В [10] исследовалось состояние карбидной фазы конструкционных углеродистых сталей с содержанием углерода 0,48 % (сталь 50), 0,71 % (сталь 70), 1,0 % (сталь У10А) в процессе обработки по схеме «деформация – рекристаллизационный отжиг – деформация». Авторы [10] установили, что при холодном деформировании сталей проявляется обычная для таких воздействий эволюция микроструктуры (утонение и дробление цементитных пластин, размытие

изображений кристаллов цементита у межфазной поверхности, изменение плотности дислокаций в матрице, фрагментация зерен перлита). Показано, что предварительная пластическая деформация и последующий за ней рекристаллизационный отжиг предотвращают дальнейший распад карбидной фазы при повторной пластической деформации и это является следствием образования пленки графита вокруг нераспавшихся карбидных частиц. В [11, 16] обобщены результаты исследований различных авторов, свидетельствующих о том, что пластическая деформация стали инициирует нестабильное состояние цементита и его частичный распад. Углерод, диффундирующий в феррит при распаде цементита, может существовать в двух состояниях: а) в форме сегрегаций в дислокационных скоплениях; б) в виде атомарного углерода в микродефектах. Варьируя этими состояниями, можно управлять составом, формой, размерами карбидных частиц и в значительной степени определять механические и другие свойства сталей и учитывать эти процессы при технологической обработке сталей. В ряде работ показано, что деформирование стали приводит к растворению кристаллов цементита и других углеродсодержащих фаз. В [17] приводятся экспериментальные данные исследований перераспределения содержания атомов углерода в процессе зарождения и роста трещины при деформировании знакопеременным изгибом образца из феррито-перлитной стали при комнатной температуре. Сопоставляя данные на различных стадиях развития повреждения структурных составляющих стали с соответствующими исходными, авторы [17] установили, что в окрестности трещины происходит растворение кристаллов цементита, в результате чего углерод располагается в позициях внедрения ОЦК-решетки, на дефектах решетки α -фазы (вакансии и их комплексы, дислокации, субграницы и границы), в микропорах и микротрещинах. Растворение цементита сопровождается и незначительным формированием новых железоуглеродистых соединений (Fe_7C_3 , Fe_{20}C_9). В отдельных случаях образуется графит, откладывающийся на микротрещинах. Углерод к микротрещинам переносится в ядрах движущихся дислокаций.

Следует обратить внимание на аналогичную роль углерода и при деформационном старении низкоуглеродистой стали [13–16]. Установлено [3, 17, 18], что перемещение атомов внедрения (углерод, азот) к дефектам сопровождается зна-



чительным выделением теплоты и уменьшением удельного объема стали. Сопоставление графиков распределения углерода (рис. 6) и теплообразования (рис. 7) при растяжении образцов из низкоуглеродистой стали с учетом энергетических особенностей диффузии углерода в деформированных объемах стали позволяет утверждать о физико-химической природе теплообразования при деформировании стальных элементов.

Рис. 7. Кривые σ - ϵ и ΔT - ϵ при растяжении образцов из низкоуглеродистой стали (стадии I, II, III – упругая, упруго-пластичная, долома)

ВЫВОД

1. В образцах при деформировании развиваются полосы локализованных сдвигов, плотность которых растет с увеличением относительной деформации материала. Полосы расположены под углом 40–50° относительно направления деформационного потока и пересекают перлитоферритные образования. При деформировании образцов образуются и развиваются поры и полости. Расположены они в ферритных составляющих, на пограничных с перлитными компонентами участках и имеют преимущественно вытянутую по направлению деформационного потока форму. Отдельные поры расположены в перлитоферритных зернах.

2. Углерод на деформированных участках образцов распределен во всех составляющих стали. Основная его доля находится в перлитоферритных колониях, на границах зерен. С увеличением пластической деформации стали образцов растет и концентрация углерода. При этом основную долю роста концентрации углерода дает повышение плотности углеродсодержащих структурных составляющих стали на деформированных участках образцов.

3. Сопоставление диаграмм растяжения образцов с кривыми изменения температуры по длине образца и графиками распределения углерода в деформированном образце позволяет

допускать, что основной причиной деформационного теплообразования являются физико-химические процессы в полосах скольжения, предопределяемые взаимодействием углерода с дислокациями и структурными составляющими стали в процессе пластического деформирования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гриднев, В. Н. Фазовые и структурные превращения и метастабильные состояния в металлах / В. Н. Гриднев, В. И. Трефилов. – Киев: Наук. думка, 1988. – 264 с.
2. Рыбин, В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов / В. В. Рыбин. – М.: Металлургия, 1966. – 224 с.
3. Коттрелл, А. Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах / А. Х. Коттрелл. – М.: Металлургиздат, 1958. – 267 с.
4. Фридель, Ж. Дислокации / Ж. Фридель. – М.: Мир, 1967. – 643 с.
5. Хирт, Дж. Теория дислокаций / Дж. Хирт, И. Лоте. – М.: Атомиздат, 1972. – 600 с.
6. Кишкин, С. Т. Природа упрочнения стали и высокой прочности мартенсита / С. Т. Кишкин // Известия Академии наук СССР. Отд. техн. наук. – 1946. – № 12. – С. 1799–1808.
7. Легирование машиностроительной стали / Б. Б. Винокур [и др.]. – М.: Металлургия, 1977. – 200 с.
8. Жуков, А. А. О термодинамической активности компонентов сплавов / А. А. Жуков, М. А. Криштал // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1975. – № 4. – С. 70–76.
9. Белоус, М. В. Изменения в карбидной фазе стали под влиянием холодной пластической деформации / М. В. Белоус, В. Т. Черепин // Физика металлов и металловедение. – 1962. – Т. 14, вып. 1. – С. 48–54.
10. Белоус, М. В. Влияние повторной пластической деформации на состояние карбидной фазы в сталях / М. В. Белоус, В. Б. Новожилов // Металлофизика. – 1982. – Т. 4, № 3. – С. 87–90.
11. Гаврилюк, В. Г. Распределение углерода в стали / В. Г. Гаврилюк. – Киев: Наук. думка, 1987. – 208 с.
12. Блантер, М. Е. Взаимодействие атомов азота и углерода в феррите / М. Е. Блантер, А. И. Сурин, М. С. Блантер // Взаимодействие между дислокациями и атомами примесей в металлах и сплавах. – Тула, 1974. – С. 154–159.
13. Курдюмов, Г. В. Превращения в железе и стали / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
14. Гриднев, В. Н. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали / В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк, Ю. Я. Мешков. – Киев: Наук. думка, 1974. – 232 с.
15. Тушинский, Л. И. Структура перлита и конструктивная прочность стали / Л. И. Тушинский. – Новосибирск: Наука, 1993. – 280 с.
16. Гриднев, В. Н. Распад цементита при пластической деформации стали (обзор) / В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк // Металлофизика. – 1982. – Т. 4, № 3. – С. 74–87.
17. Эволюция структуры и перенос атомов углерода в зоне усталостного роста трещины феррито-перлитной стали / О. В. Соснин [и др.] // Изв. высш. учеб. заведений. Физика. – 2003. – № 10. – С. 79–87.
18. Могутнов, Б. М. Термодинамика железоуглеродистых сплавов / Б. М. Могутнов, И. А. Томилин, Л. А. Шварцман. – М.: Металлургия, 1972. – 328 с.

Поступила 11.01.2010