

Коэффициенты полинома рассчитываются, исходя из условия неразрывности (4) и граничных условий (2)

$$\frac{\partial^4 \varphi(\mu, \eta)}{\partial \mu^4} + 2 \cdot \frac{\partial^4 \varphi(\mu, \eta)}{\partial \mu^2 \partial \eta^2} + \frac{\partial^4 \varphi(\mu, \eta)}{\partial \eta^4} = 0. \quad (4)$$

Если условия (4) и (2) выполняются, то с помощью дифференцирования функции (3) в частных производных можно найти напряжения в любой точке рассматриваемой математической модели по формулам Эри:

$$\sigma_\mu = \frac{\partial^2 \varphi(\mu, \eta)}{\partial \eta^2}, \sigma_\eta = \frac{\partial^2 \varphi(\mu, \eta)}{\partial \mu^2}, \tau_{\mu\eta} = \frac{\partial^2 \varphi(\mu, \eta)}{\partial \mu \partial \eta} \quad (5)$$

Для иллюстрации возможностей разработанной математической модели и ее программного обеспечения рассмотрим результаты анализа напряжений в ЗСО, полученные путем имитации процесса внедрения режущего клина в корень стружки. Программное обеспечение позволяет получать распечатку значений нормальных и касательных напряжений, а также максимальных касательных напряжений в узловых точках сформированной сетки в ЗСО. Кроме того, в среде Visual Basic выводятся на монитор и распечатываются на принтере поля изохром (линий постоянных значений максимальных касательных напряжений), изоклин (линий равных углов главных напряжений), линий скольжения (которые с помощью изоклин могут быть непосредственно построены без метода наложения) и поля равных гидростатических давлений. Совокупность этих полей дает полное представление о напряженно-деформированном состоянии ЗСО.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Биргер А. И. и др. Расчет на прочность деталей машин. - М.: Машиностроение, 1993, - 640 с.
2. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия. - М.: Мир, 1989, - 478 с.
3. Зорев Н. Н. Вопросы механики процесса резания металлов. - М.: Машгиз, 1956, - 368 с.
4. Полетика М. Ф. Контактные нагрузки на режущих поверхностях инструмента. М.: Машиностроение, 1969, - 150 с.
5. Розенберг А. М., Еремин А. Н. Элементы теории процесса резания металлов. - М.: Машгиз, 1956, - 318 с.
6. Тимошенко С. П., Гудьер Дж. Теория упругости. - М.: Наука, 1979, - 560 с.

Российский университет дружбы народов

УДК 669.71:539.382.2

Ю. Ф. ИВАНОВ, Н. А. ПОПОВА, Л. Н. ИГНАТЕНКО, О. А. ИГНАТОВ, П. Н. БЕСПАЛОВ, В. Ф. ЛЯШ,
В. С. МАТВЕЕВ, Э. В. КОЗЛОВ.

МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ В СТАЛИ 9Х2МФА В ПРОЦЕССЕ СТРУЖКООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ЧЕРНОВОМ ТОЧЕНИИ ЗАГОТОВОК КРУПНОГАБАРИТНЫХ ВАЛКОВ ХОЛОДНОГО ПРОКАТА

Обсуждаются результаты, полученные при электронно-микроскопических дифракционных исследованиях структуры и фазового состава стружки стали 9Х2МФА, получающейся при черновом точении заготовок валков холодного проката. Основное внимание уделяется анализу возможных механизмов разрушения глобулярных частиц карбида железа.

Введение

В многочисленных работах, выполненных методами рентгеноструктурного анализа, электронографии, электронной микроскопии, внутреннего трения, ядерной γ -резонансной спектроскопии, вторичной ион-ионной спектрометрии, магнитных измерений, установлено, что в процессе холодной пластической деформации сталей со структурой пластинчатого и глобулярного перлита происходит распад частиц карбидной фазы [1-14] по следующей схеме: а) образуются сегрегации атомов углерода на субграницах и в ядрах дислокаций; атмосферы вокруг дислокаций; б) формируются наноразмерные частицы промежуточных карбидных фаз; в) возможно (но не доказано) выделение метастабильного графита, расположенного в микронесплошностях. В отдельных работах [9, 14] отмечалось изменение структуры карбида в процессе пластической деформации стали со структурой пластинчатого перлита. Так, в работе [14] на основании термомагнитного анализа холоднодеформированной стали делается вывод о возможности фазового превращения $\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{Fe}_5\text{C}_2$ (χ -карбид) при пластической деформации цементита, что позднее было подтверждено с помощью рентгеноструктурных исследований в работе [9]. В [3] при электронно-микроскопических дифракционных исследованиях эволюции пластин цементита перлитной колонии низкоуглеродистой феррито-перлитной стали 20Г2Р при холодном волочении также обнаружили фазовое превращение цементита, которое проходило (по мере роста степени пластической деформации) по следующей схеме:



Целью настоящей работы являлось исследование процессов, протекающих при разрушении частиц глобулярного цементита при черновом точении крупногабаритных валков холодного проката стали 9Х2МФА.

Материал и методика исследований

В качестве материала исследования была использована сталь марки 9Х2МФА, термически обработанная на перлит [15]. Параметры точения: скорость $V=36$ м/мин; подача $s=3$ мм/об; глубина резания $t=40-50$ мм; температура, рассчитанная по методике Кушнера В.С. [16], ~ 1173 К; геометрия резца: $\phi=60$ град, $\phi_1=30$ град, $\lambda=8$ град, сечение и длина державки резца $50 \times 50 \times 280$ мм, стойкость резца с напайной пластиной твердого сплава Т15К10 ~ 90 мин; черновую токарную обработку (обдирку) проводили на станке модели РТ-507.

Анализ фазового состава и дефектной структуры осуществляли методами металлографии травленого шлифа (прибор МИМ-10) и дифракционной электронной микроскопии тонких фольг на просвет (прибор ЭМ-125). Исследовали фазовый состав и дефектную субструктуру контактной и свободной поверхностей, а также слоев, лежащих на расстоянии 0,5, 1,5, 2,0 и 3,0 мм от контактной (прирезцовой) поверхности образовавшегося отрезка стружки. В качестве параметров, характеризующих дефектную субструктуру, использовали скалярную и избыточную плотность дислокаций, амплитуду кривизны кручения кристаллической решетки матрицы и карбидной фазы, величину азимутальной составляющей угла полной разориентации субструктуры, средние размеры элементов дислокационной субструктуры (ячеек и фрагментов, а также толщины стенок ячеек). При изучении карбидной фазы анализировали морфологию, средние размеры и объемную долю частиц, их фазовый состав. Определение количественных параметров структуры и частиц карбидных фаз, индентирование микроэлектронограмм осуществляли по стандартным методикам [17, 18]. Объекты исследований готовили в стандартных реактивах методами химического травления и электролитической полировки [19].

Результаты исследований и их обсуждение

Характерные геометрические параметры исследованной в настоящей работе стружки следующие: ширина стружки $b_1 \sim 42$ мм, толщина стружки $a_1 \sim 3,5$ мм, толщина прирезцового слоя с искаженной от трения текстурой $h \sim 0,7$ мм, радиус первоначального завивания стружки $R_0 \sim 7$ мм. Опираясь на экспериментальные результаты [20] можно считать, что взятые нами для анализа отрезки стружек, полученных резцами В.С. Кушнера [16], относятся к граничным и близки к неблагоприятным. При относительном радиусе завивания $R_{отн} = R_0/a = 1,5-2$ (в нашем случае $R_{отн} \sim 2$) проявляются повышенные значения сил резания как по уровню, так и по амплитуде их скачков в момент разрушения при разгибании стружки.

Металлографические исследования травленного шлифа выявили три слоя, закономерным образом расположенных по толщине стружки (рис.1). А именно: прирезцовый слой, текстура которого сильно искажена и на оптических фотографиях просматривается весьма слабо; второй слой характеризуется искаженной дугообразной текстурой и по толщине не намного превышает первый; третий слой характеризуется практически прямолинейной текстурой, близкой к вертикальной, и является по толщине стружки основным.

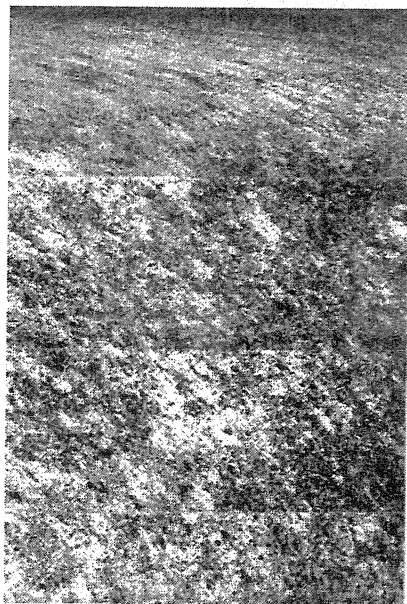


Рис.1. Структура поперечного сечения стружки. Металлография травленного шлифа $\times 50$. Фотошлиф сжат по вертикали

Электронно-микроскопические дифракционные исследования материала проводили в два этапа: сначала изучали структурно-фазовое состояние стали 9Х2МФА непосредственно перед точением (исходное состояние стали); затем анализировали структуру и фазовый состав стружки.

В исходном состоянии сталь 9Х2МФА имеет структуру, состоящую из смеси пластинчатого и глобулярного перлита. В α -фазе наблюдаются хаотически расположенные дислокации, скалярная плотность которых $\sim 3 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$. В карбидной фазе (цементите) дислокации наблюдаются крайне редко. Дальнейшие поля напряжений незначительны. Изгибные экстинкционные контуры, являющиеся следствием полей напряжений, размыты и наблюдаются редко.

Точение стали сопровождается значительной модификацией ферритной матрицы путем изменения дислокационной субструктуры. По всей толщине стружки формируется анизотропная ячеисто-фрагментированная субструктура. Внутри ячеек располагаются хаотически распределенные дислокации; фрагменты от дислокаций свободны.

На фоне изменения дислокационной субструктуры наблюдается разрушение частиц карбидной фазы. Проведенные исследования показали, что данный процесс происходит по двум каналам. Одним из них является растрескивание частиц. На начальной стадии воздействия данные частицы, в силу особенности своей ориентации в α -матрице, деформируются исключительно упруго. Высокие поля напряжений, накапливающиеся в них, методами дифракционной электронной микроскопии выявляются по появлению изгибных экстинкционных контуров. Часто релаксируют такие поля напряжений путем образования в карбидной частице микротрещины. Характерный пример такого развития событий приведен на рис.2, а. В го-

лове трещины присутствует бездислокационный изгибный экстинкционный контур (указан стрелкой), свидетельствующий о наличии в частице остаточных упругих полей напряжений. В результате действия данного механизма в материале появляются многочисленные осколки разнообразной формы и размеров. В отдельных случаях разрушение частицы цементита путем зарождения и роста трещины сопровождается перераспределением углерода в прилегающих к берегам трещины слоях кристаллической решетки карбидной фазы. Последнее приводит не только к локальному изменению концентрации углерода в частице цементита, но и образованию карбидной фазы отличного от цементита состава.

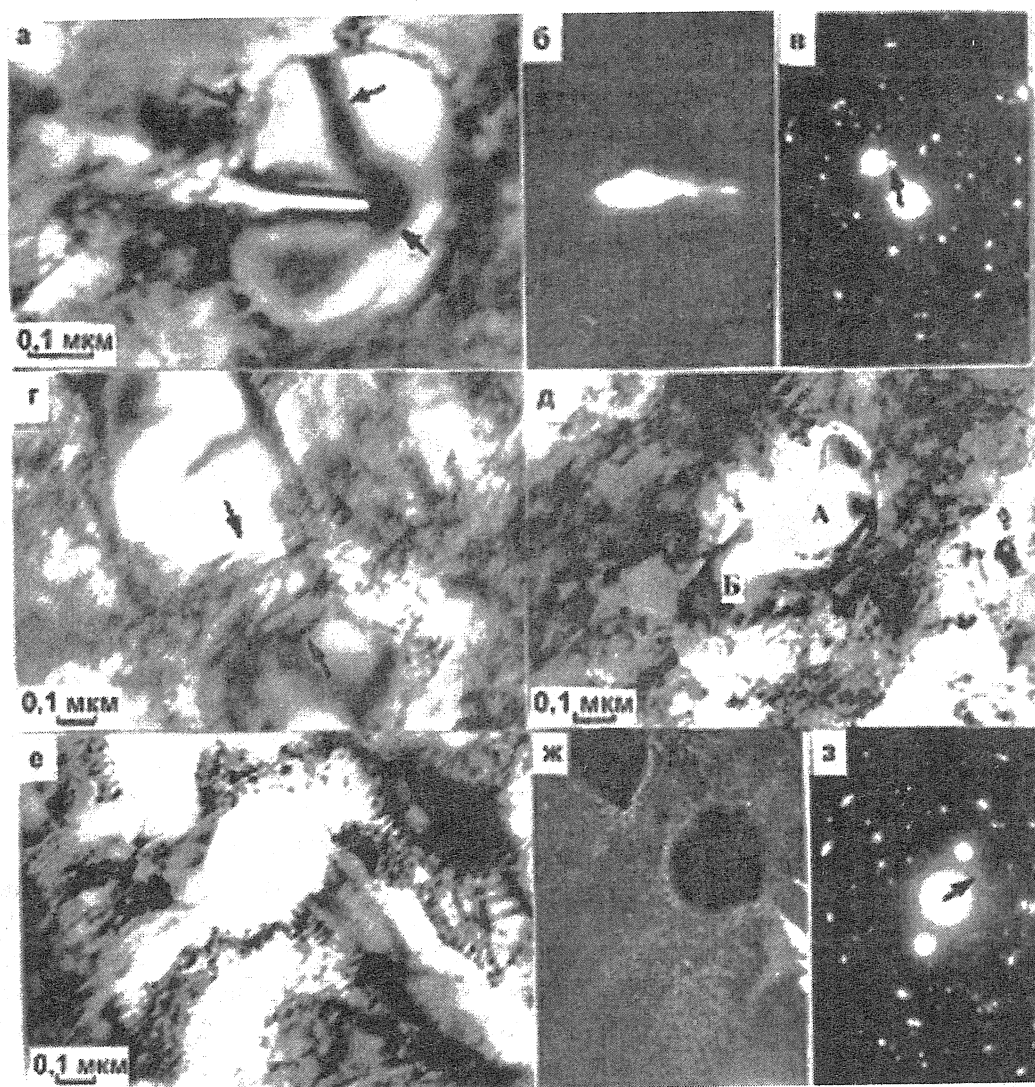


Рис.2. Электронно-микроскопическое изображение структуры, сформировавшейся в стружке стали 9Х2МФА, в результате чернового точения заготовки крупногабаритного вала холодного проката; а, г, д, е – светлопольные изображения; б, ж – темнопольные изображения, полученные в рефлексах $[013] \text{Fe}_{20}\text{C}_9$ и $[310] \text{Fe}_{20}\text{C}_9$, соответственно; в, з – микроэлектронограммы, относящиеся к светлопольным изображениям (а) и (е), соответственно. На (а) стрелками обозначен экстинкционный изгибный контур, на (в) и (з) – рефлексы темного поля, на (г) – область прохождения скользящих дислокаций через карбидную частицу. «А» и «Б» – фрагменты одной частицы, сдвинувшиеся в результате прохождения скользящих дислокаций

Так, в результате распространения трещины в частице цементита, приведенной на рис.2, методами дифракционной электронной микроскопии с применением темнопольной методики и тщательного индицирования микроэлектроннограммы был выявлен карбид состава Fe_{20}C_9 (рис.2, б, в), т.е. карбид с повышенным содержанием, по отношению к цементиту, углерода.

В отдельных случаях реализуется ситуация, когда энергия межфазной границы карбидная частица α -матрица оказывается достаточно низкой. Это приводит к тому, что в процессе пластической деформации становится возможным проникновение в карбидную частицу скользящих дислокаций. Проходя сквозь частицу, дислокации перерезают ее (рис.2, г, область перерезания частицы скользящими дислокациями обозначена стрелками). Образовавшиеся фрагменты затем растаскиваются на некоторое расстояние (рис.2, д, буквами «А» и «Б» обозначены два фрагмента одной частицы цементита, перерезанной скользящими дислокациями и в результате этого сдвинувшиеся на некоторое расстояние относительно исходного состояния).

При многократном разрезании возможна ситуация, когда размеры сформировавшихся фрагментов становятся ниже критического. Последнее приводит к самопроизвольному растворению частиц карбидной фазы и уходу углерода на дефекты кристаллической структуры стали (границы зерен, субграницы, линии дислокаций, вакансии и их комплексы) и в кристаллическую решетку в позиции внедрения.

Другой возможный механизм растворения частиц карбидной фазы, основанный на разрезании частицы скользящими дислокациями, заключается в следующем. Фрагменты разрезанной частицы опутываются дислокациями, которые не могут ее перерезать. Вокруг частицы формируется ячеисто-сетчатая, либо (в зависимости от степени деформации материала) ячеисто-фрагментированная дислокационная субструктура. Вследствие того, что энергия связи углерода с дислокациями выше, чем с железом в частице цементита, последняя начинает растворяться ввиду ухода углерода на дислокационные трубки. При этом вначале образуются сегрегации углерода в ядрах дислокаций и/или атмосферы Коттрелла вокруг дислокаций. При определенной концентрации углерода вокруг дислокаций возможно формирование вторичных частиц карбидной фазы состава, отличного от цементита. Из представленных на рис.2 микрофотографий следует, что вновь образовавшиеся частицы имеют округлую форму, размеры их составляют единицы нанометров, фазовый состав – Fe_{20}C_9 . Данный карбид не может сформироваться в результате некоторого структурного превращения кристаллической решетки цементита в кристаллическую решетку карбида Fe_{20}C_9 . В данном случае необходимо локальное обогащение (превышающее концентрацию, необходимую для повторного формирования цементита) областей материала углеродом. Отметим, что вновь образующиеся частицы, в зависимости от места расположения в структуре стали, имеют различные размеры. Так, было обнаружено, что частицы, располагающиеся внутри дислокационных ячеек, крупнее частиц, обнаруженных на границах ячеек.

Выводы

Исследования, проведенные методами дифракционной электронной микроскопии тонких фольг на просвет с широким применением темнопольной методики и тщательным индицированием микроэлектроннограмм, позволили выявить два механизма разрушения частиц цементита глобулярной формы в процессе стружкообразования при черновом точении заготовок крупногабаритных валков холодного проката. Во-первых, обнаружено разрушение частиц путем формирования в них микротрещин и, во-вторых, разрезание

частиц скользящими дислокациями. В обоих случаях наблюдается повторное выделение частиц карбида $Fe_{23}C_6$ округлой формы и размерами в единицы и десятки нанометров. При этом установлено, что средние размеры вновь образовавшихся частиц зависят от места их расположения в дислокационной субструктуре стали.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура и конструктивная прочность стали. - Новосибирск: Наука, 1993. - 280с.
2. Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г., Мешков Ю.Я. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали. - Киев: Наукова думка, 1974. - 231с.
3. Громов В.Е., Козлов Э.В., Базайкин В.И. и др. Физика и механика волочения и объемной штамповки. - М.: Недра, 1997. - 293с.
4. Громов В.Е., Бердышев В.А., Козлов Э.В. и др. Градиентные структурно-фазовые состояния в рельсовой стали. - М.; Недра коммюникейшинс ЛТД, 2000. - 176с.
5. Гаврилюк В.Г. Распределение углерода в стали. - Киев: Наукова думка, 1987. - 207с.
6. Белоус М.В., Молчановская Г.М., Новожилов В.Б., Черепин В.Т. Состояние углерода в холоднодеформированной стали// Металлофизика и новейшие технологии. - 1994. Т.16, №2. - С.52-60.
7. Белоус М.В., Шаталова Л.А., Шейко Ю.П. Состояние углерода в отпущенной и холоднодеформированной стали. Первое превращение при отпуске// ФММ. - 1994. - Т.78, №2. - С.99-106.
8. Белоус М.В., Черепин В.Т. Изменения в карбидной фазе стали под влиянием холодной пластической деформации// ФММ. - 1961. - Т.12, №5. - С.685-692.
9. Ерофеев В.М., Дейч И.С., Апаев Б.А. Рентгенографическое исследование карбидного осадка деформированной и отпущенной углеродистой стали// ФММ. - 1977. - Т.44, №1. - С.116-121.
10. Гаврилюк В.Г. Исследование состояния цементита в холоднодеформированной стали методом ядерного гамма-резонанса// ФММ. - 1978. - Т.45, №5. - С.968-980.
11. Гаврилюк В.Г., Герцрикен Д.С., Полушкин Ю.А., Фальченко В.М. Механизм распада цементита при пластической деформации стали// ФММ. - 1981. - Т.51, №1. - С.147-152.
12. Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г. Распад цементита при пластической деформации стали// Металлофизика. - 1982. - Т.4, №3. - С.74-87.
13. Козлов Э.В., Закиров Д.М., Попова Н.А. и др. Субструктурно-фазовые превращения при интенсивной пластической деформации малоуглеродистой феррито-перлитной стали// Изв. вузов, Физика. - 1998. - №3. - С.63-71.
14. Апаев Б.А. К вопросу о магнитном эффекте на кривой в районе температуры 260-270 °С, построенной с отпущенных и деформированных образцов// ФММ. - 1957. - Т.4, №2. - С. 267-277.
15. Марочник сталей и сплавов/ Под ред. В.Г.Сорокина. - М.: Машиностроение, 1989. - 640 с.
16. Кушнер В.С. Изнашивание режущих инструментов и рациональные режимы резания. - Омск: ОмГТУ, 1998. - 138 с.
17. Чернявский К.С. Стереология в металловедении. - М.: Металлургия, 1977. - 208 с.
18. Эндрюс К., Дайсон Д., Киоун С. Электронограммы и их интерпретация: Пер. с англ. М.: Мир, 1971. - 256 с.
19. Практические методы в электронной микроскопии /Под ред. М.О.Глоэра. - Л.: Машиностроение, Лен. Отделение, 1980. - 378 с.
20. Матвеев В.С. Оптимизация параметров микропорога на резце// Оптимизация процессов резания жаро- и особопроочных материалов. - Уфа: УАИ, 1985. - С.103-109.

Томский политехнический университет, Юргинский филиал,
Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Юргинский машиностроительный завод,
Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск