

УДК. 669.017:620.177.6

Т. М. Миронова, Т. Р. Донская, А. Ю. Сидорова  
*Национальная металлургическая академия Украины*

## О МЕХАНИЗМАХ ВЛИЯНИЯ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ НА ПОВЕДЕНИЕ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ КАРБИДОВ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ

При легуванні залізовуглецевих сплавів карбідоутворюючими елементами в їх структурі утворюються евтектики на базі метастабільних карбідів складного вмісту. У цих карбідах при тепловій дії відбуваються фазові перетворення, що направлені на перехід у більш стабільний стан. Такі переходи можна умовно розділити на два види: трансформація метастабільних карбідів у стабільні, розпад пересичених твердих розчинів на основі карбідів. Пластичність сплавів карбідного класу в більшості випадків залежить від поведінки евтектичної складової в процесі деформації і, головним чином, від структурних і фазових перетворень в крихких карбідах. Утворення субзеренних і міжфазних кордонів полегшує їх дрібнення при деформації. Проте міра завершеності фазових перетворень і природа меж фаз, що утворюються, вносять істотні корективи до поведінки карбідів при деформації. Виділення надлишкових карбідів ванадію з пересиченого карбіду заліза в білих чавунах інтенсифікується безпосередньо в процесі гарячої деформації, що приводить до пластичної течії цементиту і підвищення пластичності чавуну.

**Ключові слова:** метастабільні карбіди, фазові перетворення, гаряче деформування, сталі карбідного класу, білі чавуни, підвищення пластичності.

При легировании железоуглеродистых сплавов карбидообразующими элементами в их структуре образуются эвтектики на базе метастабильных карбидов сложного состава. В этих карбидах при тепловом воздействии происходят фазовые превращения, направленные на переход в более стабильное состояние. Такие переходы можно условно разделить на два вида: трансформация метастабильных карбидов в стабильные, распад пересыщенных твердых растворов на основе карбидов. Пластичность сплавов карбидного класса в большинстве случаев зависит от поведения эвтектической составляющей в процессе деформирования и, главным образом, от структурных и фазовых превращений в хрупких карбидах. Образование субзеренных и межфазных границ облегчает их дробление при деформировании. Однако степень завершенности фазовых превращений и природа границ образующихся фаз вносят существенные коррективы в поведение карбидов при деформации. Выделение избыточных карбидов ванадия из пересыщенного карбида железа в белых чугунах интенсифицируется непосредственно в процессе горячей деформации, что приводит к пластическому течению цементита и повышению пластичности чугуна.

**Ключевые слова:** метастабильные карбиды, фазовые превращения, горячее деформирование, сталі карбидного класу, білі чавуни, підвищення пластичності.

Under the alloying of iron-carbon alloys by carbide forming elements the eutectics form in their structure. The mentioned eutectics are based on complex composition metastable carbides. The phase transformations which are targeted to the shifting to stable state take place in complex composition metastable carbides under the heat impact. Such shifts could be relative divided into two types. The first one is metastable carbides transformation into stable ones. The second type is the breakdown of carbide based supersaturated solid solutions. The carbide class alloys plasticity in most cases depends from eutectic constituent behavior during deformation process and mainly from structure and phase transformations in brittle carbides. The formation of sub-grain and inter-phase borders simplifies brittle carbides breakdown under deformation. However the phase transformations stage of completion and nature of formed phase's borders significantly influence the carbide behavior during deformation. The article is represented that the excessive vanadium carbides precipitation from supersaturated iron carbide in white cast irons intensifies directly under hot deforming which is resulted in cementite plastic flow and cast iron plasticity increasing.

**Key words:** metastable carbides, phase transformations, hot deforming, steels of carbide class, white cast irons, plasticity increasing.

## Введение

К железоуглеродистым сплавам эвтектического типа относятся чугуны и легированные стали карбидного класса. В промышленности, в основном используются сплавы доэвтектических составов. В литом состоянии структура таких сплавов состоит из первичных кристаллов твердого раствора и сетки эвтектической составляющей.

Низкая пластичность подавляющего большинства сплавов данного класса обусловлена, прежде всего, наличием эвтектики, у которой базовой является хрупкая карбидная фаза.

В практике металлургического производства эвтектики образуются, как правило, на базе метастабильных карбидов  $M_7C_3$ ,  $M_6C$ ,  $M_2C$ ,  $M_3C$ ,  $MC$ . При последующих нагревах и в ходе обработки давлением в эвтектиках белых чугунов и сталей ледебуритного класса происходят фазовые и структурные превращения, оказывающие существенное влияние на их свойства и, прежде всего, на пластичность этих сплавов.

Данная работа посвящена анализу результатов исследований влияния карбидных превращений на структурообразование и пластичность высоколегированных сталей и чугунов. Все фазовые переходы, встречающиеся в легированных карбидообразующими элементами железоуглеродистых сплавах, можно условно разделить на два вида. Первый представляет трансформацию метастабильных карбидов в стабильные, а второй – распад пересыщенных твердых растворов на основе карбидов [1; 2]. Использование механизмов влияния тех или иных фазовых превращений позволяет управлять структурой и свойствами сплавов эвтектического типа.

## Методы исследований

В работе исследовали вольфрамомолибденовые быстрорежущие стали и сплавы, содержащие 2,5...3,5 % С и карбидообразующие элементы: хром, молибден, вольфрам, ванадий в количестве от 0,5 до 12 % масс. В статье представлены результаты комплексных исследований, которые получены методами световой и сканирующей электронной микроскопии, а также подтвержденные рентгеноструктурным и микрорентгеноспектральным анализом. С целью исследования поведения экспериментальных чугунов (табл. 1) при пластической деформации, а также применяли испытания на горячее кручение и сжатие. Полученные результаты обрабатывали с помощью стандартных методов математической статистики.

## Результаты исследований

При температурах горячей деформации структура железоуглеродистых сплавов карбидного класса, независимо от химического состава, состоит из дендритов аустенита с частицами вторичных карбидов и эвтектики, образующей замкнутую или прерывистую сетку вокруг аустенитных ветвей.

Наибольшим разнообразием эвтектическая составляющая представлена в вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталях. Так в стали Р6М5 обнаружены четыре типа эвтектик (рис. 1): скелетная эвтектика, ее базовым карбидом является  $M_6C$ , который подобен карбиду вольфрама; редко встречающаяся ванадиевая эвтектика – на базе карбида  $MC$ , содержащая большое количество ванадия; пластинчатая и стержневая эвтектики, образованные на базе одного карбида  $M_2C$ , но имеющие различное строение. Параметры решетки базового карбида этих эвтектик  $M_2C$  близки карбиду  $V_2C$ .

## Химический состав экспериментальных белых чугунов

№ спла- вов	Содержание элементов, % по массе								
	C	Cr	V	Mo	W	Si	Mn	S	P
1	2,38	0,51	–	–	–	0,15	0,18	0,034	0,041
2	3,20	0,54	–	–	–	0,17	0,26	0,038	0,050
3	3,11	0,45	2,35	–	–	0,18	0,21	0,038	0,050
4	3,09	4,81	–	–	–	0,61	0,41	0,031	0,045
5	3,10	3,88	0,50	–	–	0,32	0,28	0,032	0,052
6	3,00	–	–	–	3,93	0,15	0,20	0,031	0,045
7	3,05	–	–	4,91	–	0,17	0,19	0,028	0,051

В процессе горячей деформации под воздействием приложенных напряжений первым начинает деформироваться твердый раствор, а на эвтектические карбиды действуют сжимающие или растягивающие напряжения. Возможность пластической деформации карбидов в матрице зависит от ориентации карбидов относительно приложенных напряжений, морфологии эвтектик, природы и субструктуры карбидов.

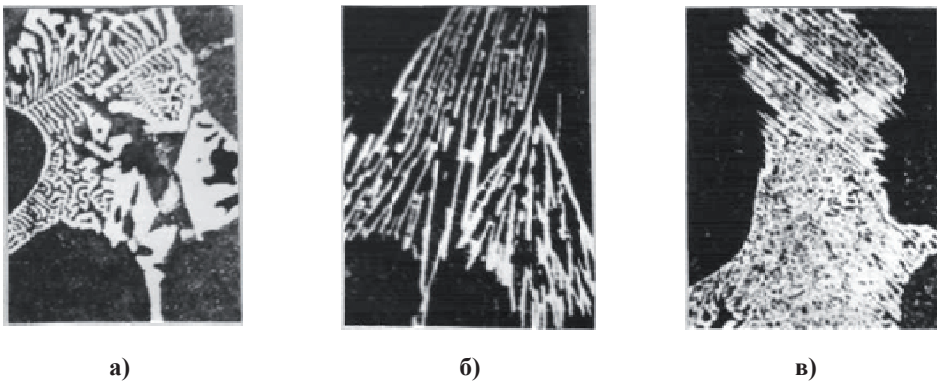


Рис. 1. Эвтектики в вольфрамомолибденовых сталях:  
а – скелетная; б – пластинчатая; в – стержневая

Так в кристаллах карбидов  $M_2C$  пластинчатой и стержневой эвтектик при температурах до начала карбидного превращения (950–1120 °С) происходит скольжение вдоль базисной плоскости (0001). Если плоскости скольжения совпадают с плоскостями, в которых действуют максимальные напряжения сдвига, то карбидные кристаллы утоняются вплоть до деления на части. Если кристаллы ориентированы таким образом, что в базисных плоскостях напряжения сдвига отсутствуют, то происходит разрушение (рис. 2). Дробление карбидов в процессе деформирования облегчается при наличии субграниц и межфазных границ. Образование межфазных границ может происходить в процессе карбидного превращения.

Например, карбид пластинчатой и стержневой эвтектик  $M_2C$  при высокотемпературном отжиге распадается с образованием карбидов  $M_6C$  и  $MC$ . В предельном случае это превращение происходит по следующей реакции:  $(V, W, Mo)_2C + A \rightarrow (W, Mo, Fe)_6C + VC$ .

Превращение начинается на поверхности раздела эвтектический карбид /аустенит и постепенно продвигается вглубь исходной карбидной фазы (рис. 3, а). При ускоренном нагреве до высоких температур (выше 1100 °С) образцов литой стали Р6М5 первым зарождается карбид  $M_6C$  и образует практически непрерывную оболочку вокруг кристаллов исходного карбида. После выдержки, определенной для каждой температуры длительности, эвтектический карбид становится слои-

стым (рис. 3, а, г). Частицы карбида МС выделяются на границе карбидов  $M_6C$  и  $M_2C$ , чаще всего, в виде прерывистых прослоек. При увеличении времени выдержки ободки укрупняются, а размеры не превращенных сердцевин уменьшаются (рис. 3, б, в).

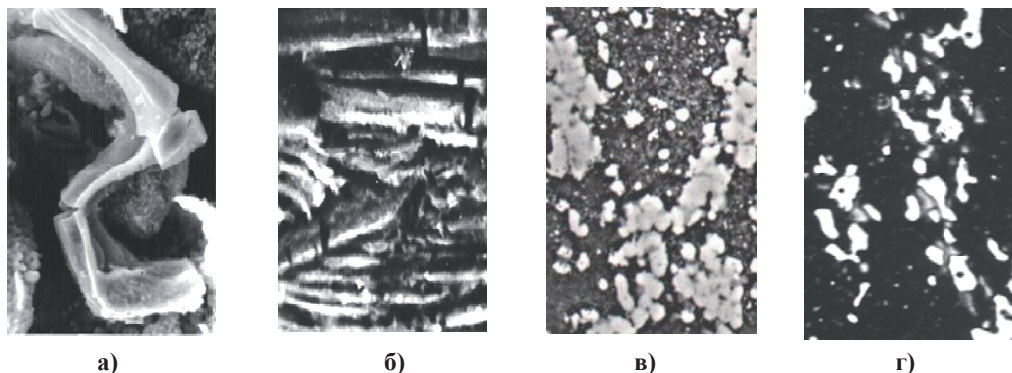


Рис. 2. Разрушение (а,б) и дробление по субзерненным (в) и межфазным границам (г) в эвтектических карбидах  $M_2C$ : а, б – 2600×, в, г – 1500×

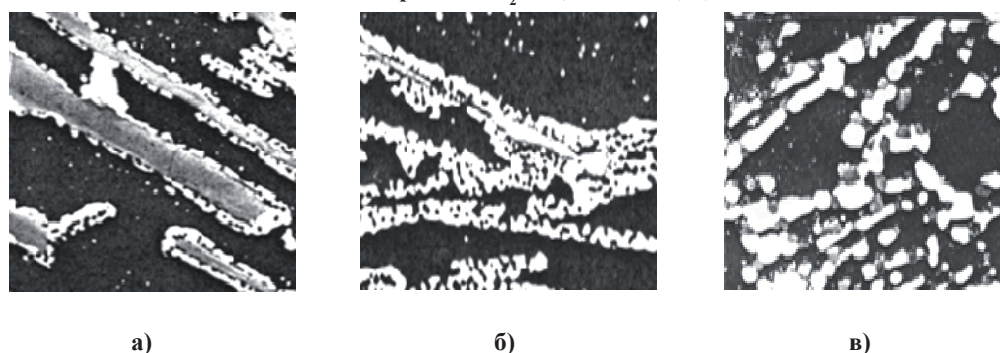


Рис. 3. Фазовые превращения в метастабильных карбидах  $M_2C$  пластинчатой и стержневой эвтектик вольфрамомолибденовых сталей, 800×

Преимущественным механизмом деформации карбидов этих эвтектик в области температур 1120–1200 °С (если карбидное превращение происходило в процессе предварительного отжига, то и при более низких температурах) является скольжение по межфазным границам  $M_6C/MS$  (рис. 4). В результате карбидная сетка делится на части и карбидные включения оказываются диспергированными в аустените. Особенно важным в данном случае становится степень завершенности фазовых превращений в метастабильных карбидах.

Следует отметить, что в пластинах с незавершенным карбидным превращением, которые имеют слоистое строение – периферия состоит из  $M_6C$  и  $MS$ , а центральная часть представлена исходным карбидом  $M_2C$  – образуются микротрещины, развивающиеся вдоль двойниковых прослоек, а также поперек пластин (рис. 4).

Однако в некоторых случаях, при полном протекании карбидного превращения, когда в процессе предварительной тепловой обработки происходит не только переход метастабильных карбидов в стабильные, но и их деление по образовавшимся межфазным границам, то частицы карбидов  $MS$  оказываются окруженными аустенитом, а не карбидом  $M_6C$  еще до деформации. Прочность сцепления этих карбидов с твердым раствором невелика. Скопившиеся у частиц  $MS$  дислокации выходят на межфазную поверхность, и происходит отслоение частиц от аустенитной основы, причем, чем крупнее продукты карбидного превращения, тем более крупными формируются поры вокруг них (рис. 4, в).

Таким образом, для успешного использования фазовых переходов в карбидах для повышения пластичности сплавов эвтектического типа необходимо полностью изучить микрокартину и кинетику этих превращений.

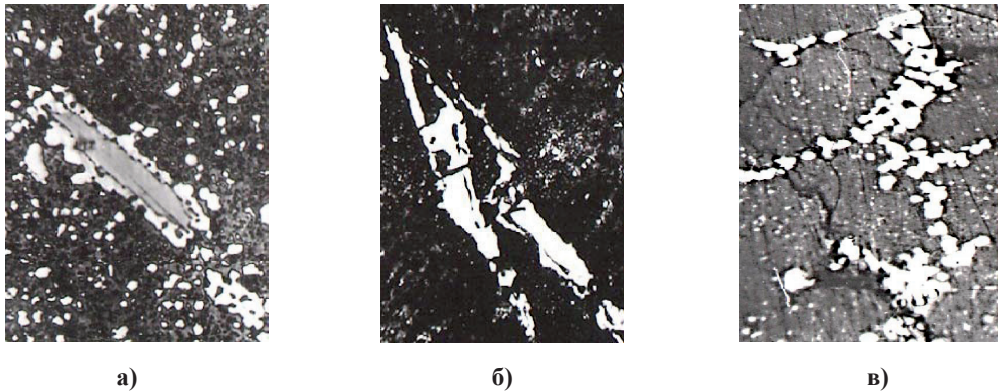


Рис. 4. Разрушение в карбидах  $M_2C$  с незавершенным фазовым превращением (а, б) и с завершенным (в) в процессе деформации,  $850\times$

При легировании белого чугуна карбидообразующие элементы, обладающие большим сродством к углероду, чем железо, способны образовывать специальные карбиды, которые служат базовыми фазами в эвтектических колониях [3]. Однако при низком легировании (таблица) хром, молибден, вольфрам, ванадий и др. растворяются в эвтектическом цементите, образуя твердые растворы с карбидом железа, увеличивая его метастабильность. При высокотемпературном воздействии в легированном цементите наблюдаются превращения, квалифицируемые как различные этапы выделения избыточных фаз из пересыщенного твердого раствора, причем эти превращения имеют свои особенности в каждом отдельном случае.

Молибден и вольфрам, растворяясь в карбиде железа до 7 %, вызывают в нем расслоение, обусловленное спинодальным распадом (рис. 5, а). Однако в цементите ледобуритных колоний, легированном молибденом, образование новых карбидных фаз не наблюдается, как и при легировании хромом. При добавках вольфрама в пересыщенном цементите происходит образование более стабильного карбида  $WC$  (рис.5, а), особенности зарождения и роста которого зависят от различных факторов: скорости охлаждения при затвердевании, температуры отжига, предварительной термической обработки. Кроме того, карбидное превращение развивается в цементите этих чугунов вяло, превалирует в приграничных участках, а анизотропный характер роста кристаллов  $WC$  препятствует его реализации во время деформирования.

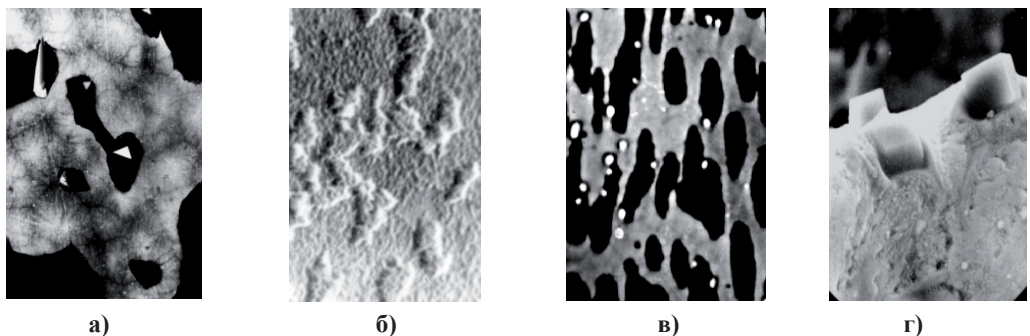


Рис. 5. Расслоение в цементите, легированном вольфрамом (а), хромом (б) и выделение карбидов  $WC$  в цементите, легированном ванадием (в, г): а, в –  $1200\times$ ; б –  $7200\times$ ; г, –  $3500\times$ ; б, г - электронная растровая микроскопия

Таким образом, к повышению пластичности чугунов перечисленные фазовые превращения не приводят (рис. 6).

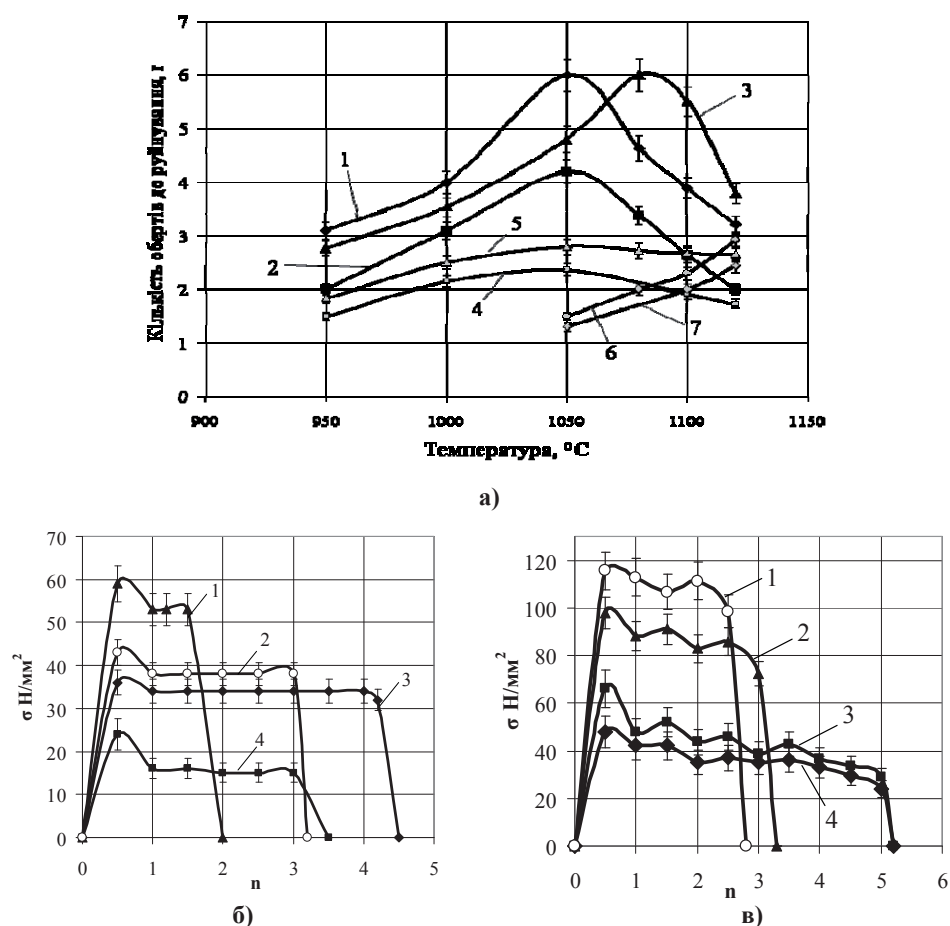


Рис. 6. Результаты испытаний белых чугунов (сплавы № 1–7) на горячее кручение (а). Истинные кривые текучести при кручении чугунов: б – сплав №2; в – сплав №3: 1 – 900 °С; 2 – 1000 °С; 3 – 1050 °С; 4 – 1100 °С

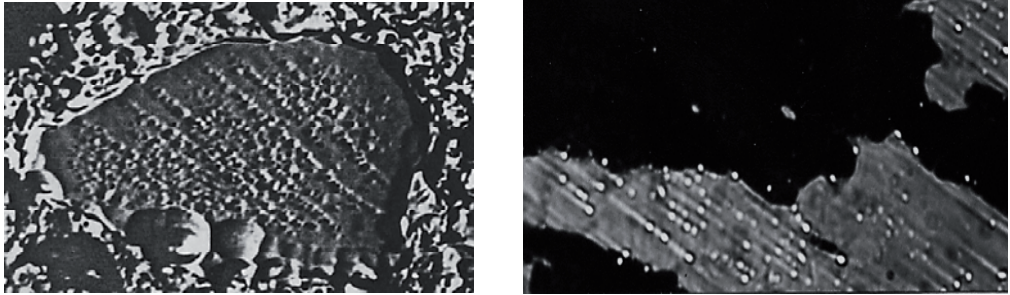
Большой научный и практический интерес представляет карбидное превращение в эвтектическом цементите, легированном ванадием, которое происходит без диффузионного обмена с аустенитом и имеет вид:



В цементите  $K_I$  – концентрация ванадия соответствует уровню до превращения, а в цементите  $K_{II}$  – после превращения, то есть  $K_I > K_{II}$ . Минимальная концентрация ванадия в карбиде железа, вызывающая его пересыщение и распад на карбиды ванадия, аустенит и менее легированный цементит, в значительной мере зависит от факторов изменяющих уровень его стабильности. При изотермической выдержке в цементите, содержащем менее 2...2,5 % V, карбидное превращение не наблюдается. Предварительная обработка стимулирующая увеличение дефектности карбида железа повышает интенсивность его распада.

Отличительной чертой фазового превращения в цементите, легированном ванадием, является тот факт, что оно развивается непосредственно в процессе горячего деформирования. При нагружении в аустените у кристаллов всё еще пересыщенного цементита создаются скопления дислокаций и возникают напряжения, превосходящие уровень критических значений  $\sigma$  сдвига в карбиде железа. В

поверхностном слое цементита происходит образование дислокаций, формирующих линии скольжения, на которых выделяются частицы стабильной карбидной фазы VC, независимо от возникновения промежуточной фазы (рис. 7).



а)

б)

Рис. 7. Выделение карбидов ванадия в цементите в полосах скольжения,  $\times 850 \times 4$

Наличие кристаллов VC непосредственно в цементитном кристалле усиливает действие внешних сил по отношению к нему, как бы, способствуя «проникновению» напряжений, вызывающих генерирование дислокаций в цементите. Рассматриваемое превращение подобно прерывистым автокаталитическим реакциям, связанным с образованием дислокаций на фоне реакции. Различие заключается в том, что напряжения, вызываемые выделением кристаллов VC, недостаточны для образования дислокаций в цементите при отсутствии внешних напряжений. Деформация является своеобразным стимулятором фазовых превращений, благодаря которым пластичность чугуна повышается в 2...3 раза.

Истинные кривые текучести экспериментальных чугунов при кручении и сжатии с различными скоростями проанализировали в сравнении с такими же кривыми, полученными для некоторых сталей (например, ШХ15, Х9). Наблюдали пульсирующее снижение напряжения течения, как при кручении, так и в процессе сжатия (рис. 6, б, в). На кривых текучести при горячем кручении чугунов на первых этапах деформации наблюдается резкий подъем напряжения, а затем его снижение. Это объясняется тем, что непрерывность эвтектической сетки при деформировании в большей или меньшей степени нарушается, после чего облегчается течение твердого раствора, то есть аустенита (рис. 6). Установлено также, что причиной циклически сменяющихся упрочнения и разупрочнения является карбидное превращение в легированном ванадием цементите. В процессе деформирования при  $\epsilon > 40\%$  общий уровень напряжения течения снижается, то есть карбидное превращение в ледебурите способствует разупрочнению чугуна в процессе горячего деформирования. необычно высокую пластичность ледебурита. С целью акцентирования столь сильного эффекта превращения предлагается термин «дактилирование», который в зарубежной литературе применяется, как «пластифицирование», или повышение технологической пластичности (от англ. ductile [dlktail] – ковкий, податливый, пластичный).

### Выводы

1. В метастабильных карбидах эвтектик сталей карбидного класса и белых чугунах при высокотемпературном воздействии происходят фазовые переходы, которые оказывают существенное влияние на структурообразование и свойства этих сплавов, в том числе на горячую пластичность.

2. Механизмы влияния фазовых на поведение сталей и чугунов при горячей деформации весьма разнообразны, а пластичность сплава зависит от типа карбид-

ных превращений, степени завершенности и самой природы, исходных и образующихся в процессе обработки карбидных фаз.

3. В вольфрамомолибденовых сталях повышение пластичности обеспечивается при двух условиях: 1 – завершенность карбидного превращения в эвтектиках на базе карбида  $M_2C$  и 2 – сохранение межфазных границ  $M_6C/MC$ , по которым облегчается дробление карбидных агрегатов при деформации.

4. При развитии карбидного превращения в легированном ванадием цементе по типу старения наблюдается его пластическое течение и повышение пластичности чугунов в целом. Феноменом этого превращения является тот факт, что оно происходит не только в процессе предварительного отжига, но, главным образом, непосредственно во время горячей деформации.

#### Библиографические ссылки

1. **Нижниковская П. Ф.** Структурные и фазовые превращения в эвтектиках легированных Fe-C сплавов при тепловой обработке / П. Ф. Нижниковская, О. Н. Шаповалова, Г. Ф. Демченко, Т. М. Миронова // Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа. – 1978. – С. 158-159.

2. Структурные и фазовые изменения в эвтектиках литой стали Р6М5 при горячей пластической деформации / [Ю. Н. Таран, П. Ф. Нижниковская, Т. М. Миронова и др.] // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1981. – №5. – С. 105-113.

3. **Таран Ю. Н.** Структура эвтектических сплавов / Ю. Н. Таран, В. И. Мазур – М., – 1978. – 311 с.

*Надійшла до редколегії 10.07.12.*