
НОВЫЕ ЛИТЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 669.162.275:539.55

И. Г. Неижко, В. П. Гаврилюк

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ ФЕРРИТНОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА*

В ферритных высокопрочных чугунах тонкостенных деталей, работающих при ударных нагрузках и температурах до -40°C , содержание кремния должно быть менее 2,5 вес. %. Показано, что хрупкость на атомном уровне проявляется в условиях, когда разорванные направленные атомные связи из-за низкой температуры и высокой скорости деформации в устье линейной дислокации не восстанавливаются с разрывающимися связями других атомов по ходу движения дислокации.

Ключевые слова: высокопрочный чугун, ударная вязкость, хрупкость, модуль Юнга, модуль сдвига, направленные атомные связи, дислокации, деформация.

В ферритних високоміцних чавунах тонкостінних деталей, які експлуатують при ударних навантаженнях та температурах до -40°C , вміст кремнію не повинен перевищувати 2,5 ваг. %. Показано, що хрупкість на атомному рівні проявляється в умовах, коли розірвані направлені атомні зв'язки із-за низької температури та високої швидкості деформації в гирлі лінійної дислокації не відновлюються з другими атомами, зв'язки яких розриваються по ходу руху дислокації.

Ключові слова: високоміцний чавун, ударна в'язкість, хрупкість, модуль Юнга, модуль сдвигу, направлені міжатомні зв'язки, дислокації, деформація.

In ferritic nodular cast iron of thin-walled details, which work in impact condition at a temperature up to -40°C , percentage of silicon should be less than 2,5 wt %. It is shown that fragility for atomic scale reveals itself under certain circumstances, when broken directed covalent bonds because of low temperature and high deformation speed in front of linear dislocation don't recover along with broken bonds between other atoms while dislocation movement.

Keywords: nodular cast iron, impact elasticity, fragility, Young's modulus, shear modulus, directed covalent bonds, dislocations, deformation

Введение

Тонкостенные отливки для деталей машиностроения изготавливают из высокопрочного чугуна, в котором обычно задают повышенное содержание кремния (>2,5 %) с целью предупреждения его отбела. Но при таком содержании кремния

*В работе принимали участие Л. А. Белинская, И. Е. Полищук

Новые литые материалы

чугун характеризуется пониженной ударной вязкостью. В хрупкое состояние он переходит при температурах ниже 0 – -20 °С. Этот факт обуславливает определенную осторожность его использования для деталей транспортного машиностроения, подвергаемых ударным нагрузкам в зимнее время при температурах -20 – -40 °С, а иногда и ниже.

В проведенной работе исследовали зависимость ударной вязкости ферритных высокопрочных чугунов в тонкостенных отливках в зависимости от температуры, содержания кремния и марганца в чугуне, используемых шихтовых материалов и модификаторов, степени шаровидности графита, наличия цементных выделений (перлита) на границах зерен и др.

Попытались провести анализ механизма хрупкого разрушения на атомном уровне с учетом направленных связей, формируемых наружными электронными орбитами атомов железа.

Некоторые методические данные проведения исследования

Чугун плавил в индукционной печи ЛПЗ-67 емкостью 60 кг. В качестве основных шихтовых материалов использовали литейные и передельные чугуны (ЛКЗ, ЛКЧ, М1, М2, М3) и собственный возврат. Модифицирование проводили модификаторами ЖКМК-4Р и ЖКМК-3Б. Содержание кремния в чугуне изменяли в пределах от 1,55 до 3,3 %. Марганец в чугунах находился в пределах 0,12-0,64 %. Отливки для изготовления ударных образцов имели форму пластин толщиной 10 мм. Заливку проводили сверху через прибыльную часть. Так как в литой структуре наблюдалось некоторое количество перлита, все заготовки для образцов после обрезки прибыли подвергали термической обработке по режиму: нагрев с печью до 950 °С, выдержка 2-4 ч, охлаждение с печью в интервале температур 800-700 °С в течение 3-4 ч, дальнейшее охлаждение на воздухе. Количество проведенных плавов – 22. В таблице приведен химический состав чугунов тех плавов, по которым в этой работе приведены некоторые характеристики.

Химический состав исследуемых чугунов

Номер плавов	Содержание элементов, вес. %						
	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
1 (13)	3,30	2,24	0,12	0,06	-	0,05	0,006
2 (20)	3,04	2,21	0,47	-	-	0,054	0,032
3 (28)	2,57	2,21	0,15	0,12	0,26	0,021	0,014
4 (35)	3,57	2,16	0,58	0,10	-	0,09	0,013
5 (14)	3,33	2,25	0,30	0,10	-	0,052	0,02
6 (15)	3,49	2,25	0,14	0,10	-	0,036	0,03
7 (17)	3,07	3,40	0,38	-	-	0,07	0,02
8 (7)	3,10	2,92	0,76	-	-	0,04	0,02
9 (К4)	2,60	1,44	0,32	-	Al 0,13	0,12	0,08

Из пластин вырезали образцы размером 10×10×55 мм³. Две длинные стороны образцов имели литую поверхность, две другие – поверхность после фрезерной порезки пластин. Образцы не шлифовали. Удар бойка копра при испытании на ударный изгиб проводили по литой поверхности. Методика таких испытаний позволяет приблизить характеристику ударной вязкости чугуна образцов и отливок. При этом экономичность в изготовлении образцов позволила провести испытание на большом количестве образцов (~ 500 шт).

Испытания на удар проводили при температуре образцов +20, 0, -20, -40 и -60 °С. Несколько видов чугуна испытывали при температуре -80 °С. Количество

образцов, испытанных на ударный изгиб при одной температуре, составляло от 4 до 10 шт и более.

Микроструктуру чугунов исследовали на световых микроскопах, излом – на расстровом электронном микроскопе «Стереоскоп», отдельные фрагменты разрушения феррита чугуна – на электронном микроскопе УМВ-100А при увеличении от 4000 до 13000.

Для снятия слепков с изломов применяли двухступенчатые угольные решетки.
Полученные экспериментальные результаты

По результатам определения ударной вязкости образцов каждой из 22-ти плавков строили графики (рис. 1), черными кружками обозначен вязкий излом, белыми – хрупкий.

На рис. 1, а показаны результаты испытания чугуна плавки 1 (таблица), а на 1, б – плавки 2.

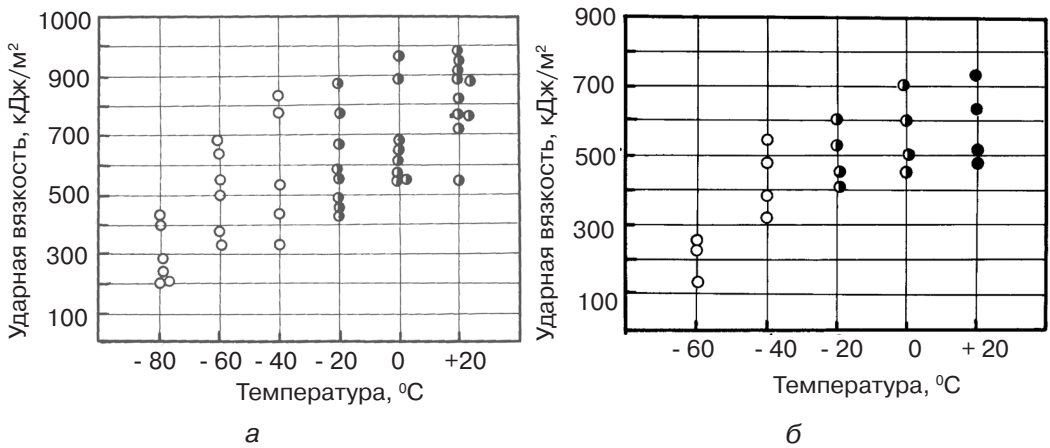


Рис. 1. Результаты замеров ударной вязкости образцов чугуна плавки 1 (а) и плавки 2 (б)

Разброс значений ударной вязкости чугуна одной плавки и при одной температуре объясняется наличием внутренних литейных дефектов и возможно дефектов поверхности образцов. При ГОСТовских испытаниях ударной вязкости применяются шлифованные образцы, вырезанные из мест отлитого клина за пределами возможных усадочных дефектов.

На рис. 2-5 представлены микрофотографии некоторых изломов. Необходимо отметить, что при изгибном ударе различие характера деформации и напряжения по его сечению образца (место удара, центр образца и противоположная сторона месту удара) вносит свой вклад в рисунок излома. В одном изломе образца можно наблюдать элементы хрупкого и пластичного изломов.

На рис. 2 приведены изломы образцов плавки 3 при температуре испытания 0 °С на участке вязкого (а), вязко-хрупкого (б) и в основном хрупкого разрушения (в, г). Вязкий излом по типу «чашечка-конус» образца плавки 4 при температуре испытания +20 °С одного и того же участка при разных увеличениях показана на рис. 3, а, б. Рядом с вязким участком имеется и участок хрупкого излома. Микрофотография участка хрупкого излома одного и того же участка чугуна плавки 3 при температуре -40 °С при разных увеличениях приведена на рис. 3, г, д.

Более четко хрупкий излом при -60 °С образца плавки 3 показан на рис. 4. На фотографии излома (рис. 4, а) отображены как ступеньки скола, так и микротрещины, на рис. 4, б – в основном микротрещины.

С целью выявления трещин в разрушенном образце в районе трещины разрушения провели испытания нескольких образцов, одна стенка которых (противоположная нанесению удара) была выполнена в виде шлифа (рис. 5).

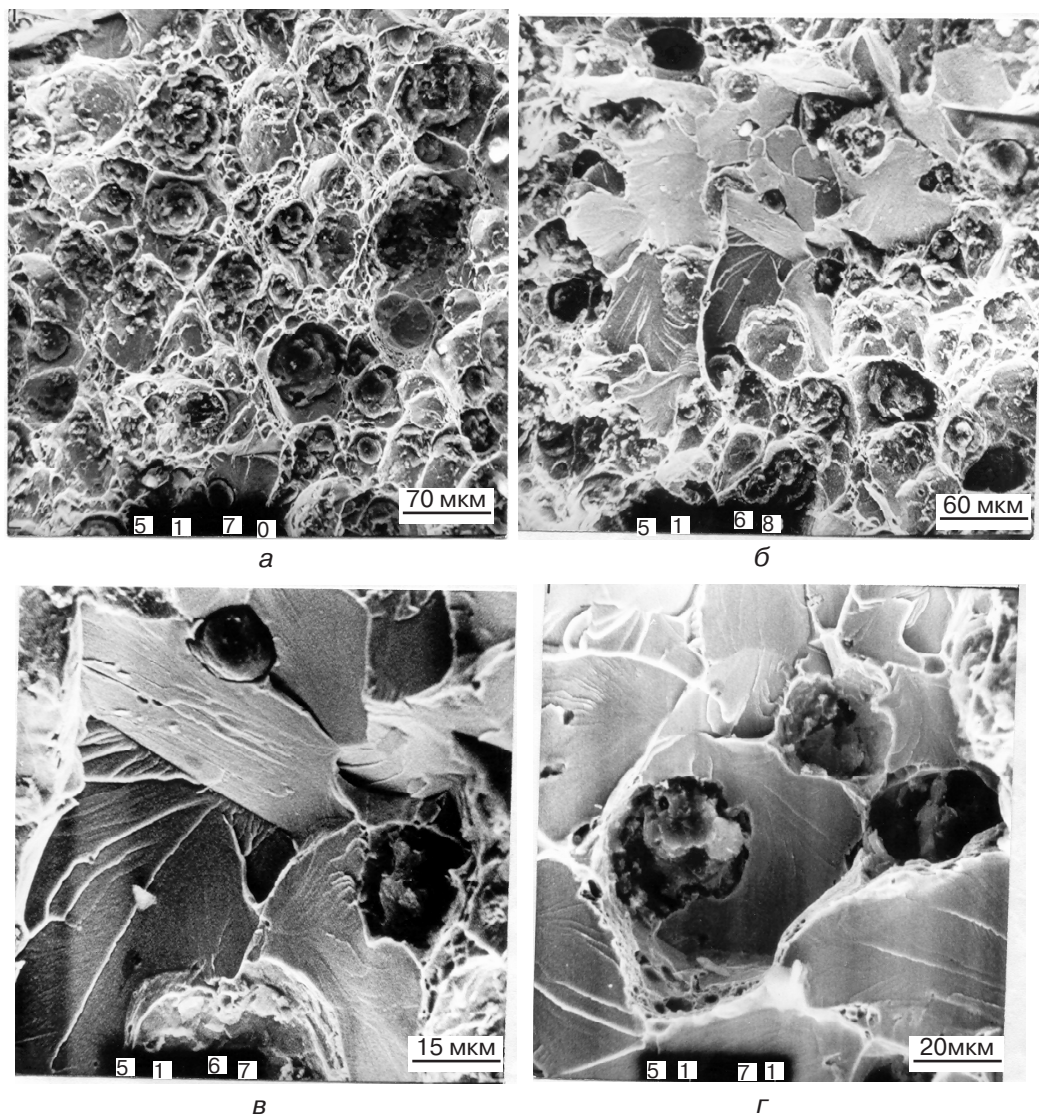


Рис. 2. Микрофотографии изломов (фрактограммы) образцов чугуна плавки З при температуре 0 °С: а – вязкий излом; б – вязко-хрупкий; в, г – в основном хрупкий, РЭМ

Анализ результатов проведенных испытаний

Графики зависимости ударной вязкости чугунов девяти составов от температуры испытаний показаны на рис. 6.

Анализ полученных результатов при испытании образцов 22-х плавок, показал, что наибольшее влияние на хрупкость разрушения оказывают кремний и марганец. При содержании в чугуне более 2,8 % Si и более 0,5 % Mn ударная вязкость при 0 °С на литых образцах составляет около 200 кДж/м² при полностью хрупком изломе. При содержании марганца 0,10 % и кремния 2,0 % она при 0 °С также не превышает 200 кДж/м². Излом хрупкий, белый, сталистый.

Анализ микроструктуры исследованных чугунов подтвердил известный факт, что ударная вязкость чугунов понижается с ухудшением формы графитных включений. Переход из пластичного состояния в хрупкое в ферритных высокопрочных чугунах при содержании в них < 2,5 % Si проходит в интервале ~ -20 – -40 °С. Чугун с очень низким содержанием марганца (0,12 %, в производственных условиях не достижим) и при сталистом изломе (рис. 1, а) показал высокий уровень ударной вязкости.

Ударная вязкость ферритного высокопрочного чугуна как при комнатных, так и

Новые литые материалы

низких температурах, выше вязкости ковких ферритных чугунов при условии, что содержание кремния в высокопрочном чугуне будет не более 2,5 %, а содержание марганца – менее 0,4 %.

Ударная вязкость ферритного высокопрочного чугуна литых образцов без надрезов (КС) ниже, чем образцов, изготовленных по стандарту.

Стандарты многих стран не предусматривают определения ударной вязкости чугунов с шаровидным графитом. В государственном стандарте Украины (ДСТУ 3925-99) дано значение ударной вязкости ферритного ЧШГ марки ВЧ 350-22 образцов с надрезом (КСU) в кДж/м²: при температуре +20 °С – 190 (единичное – 160), при -40 °С – 140 (единичного – 110).

Анализ изломов показывает, что возле магистральной трещины, по которой прошло разрушение образца, в теле образца, испытанном при температуре -60 °С, наблюдаются трещины различной величины (рис. 5, а). У образца, разрушенном при температуре +20 °С, наряду с микротрещинами наблюдаются рельефные участки деформации ферритных зерен (рис. 5, в, г).

На рис. 3, г и 4 некоторые темные линии вероятнее всего могут быть определены как микротрещины. Типичные ступени скола (см. рис. 2, в, г) образуются по

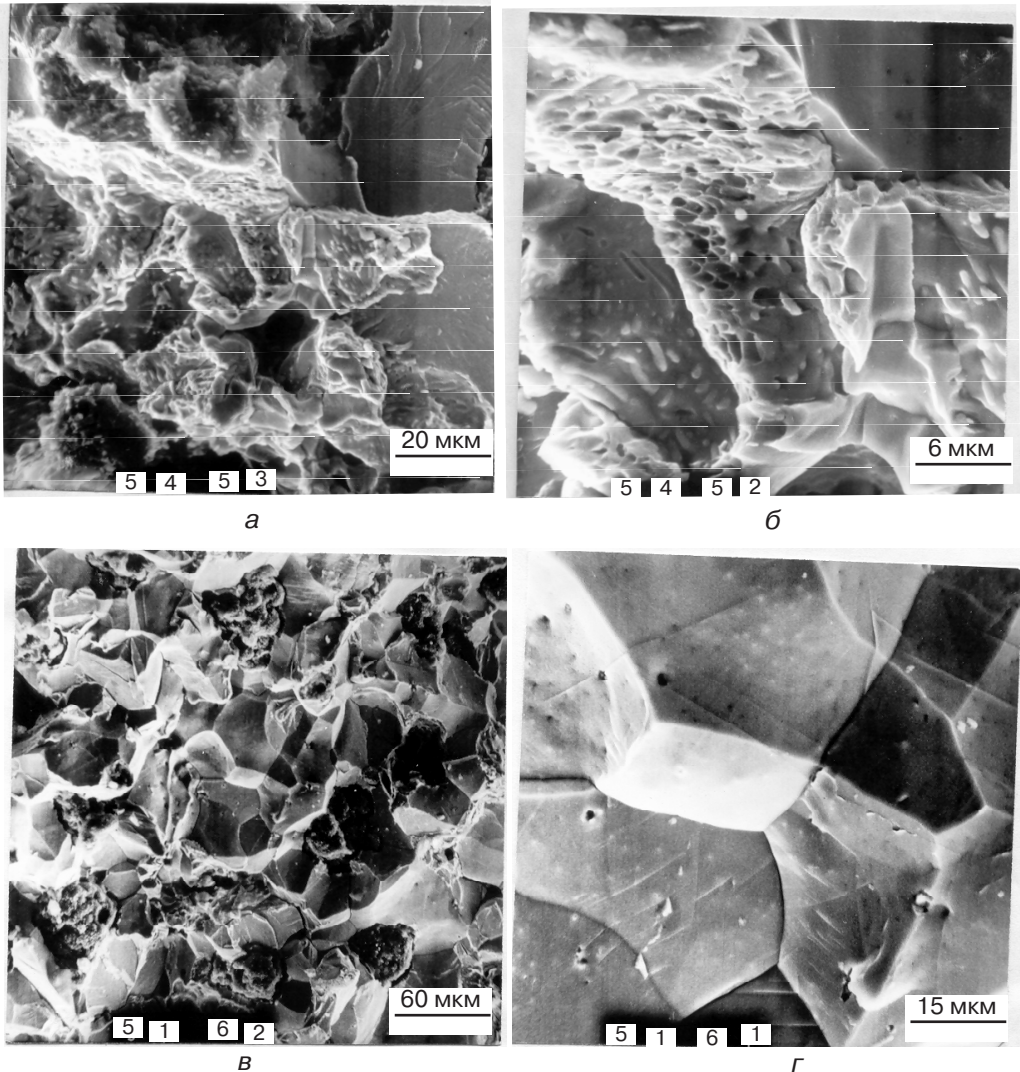


Рис. 3. Микрофотографии изломов: а, б – образцов чугуна плавки 4 при температуре +20 °С; в, г – образцов плавки 3 при температуре -40 °С; а, б – участки вязкого разрушения; в, г – участки хрупкого разрушения РЭМ

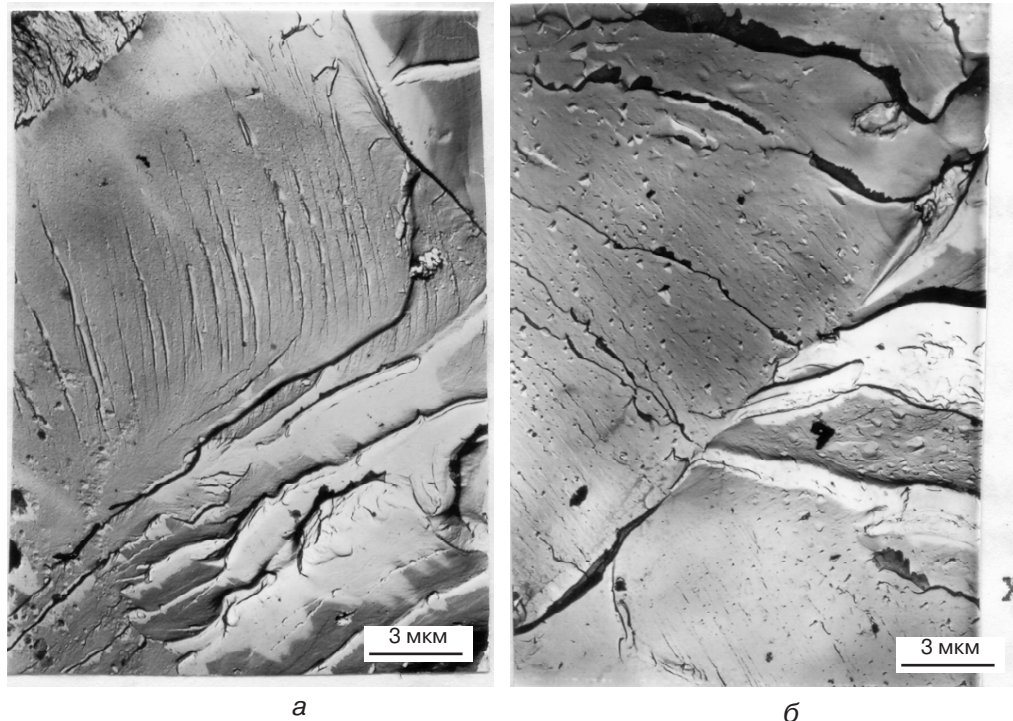


Рис. 4. Микрофотографии хрупких изломов феррита образцов плавки 3 при температуре -60°C с микротрещинами и ступеньками сколов (а) и микротрещинами (б)

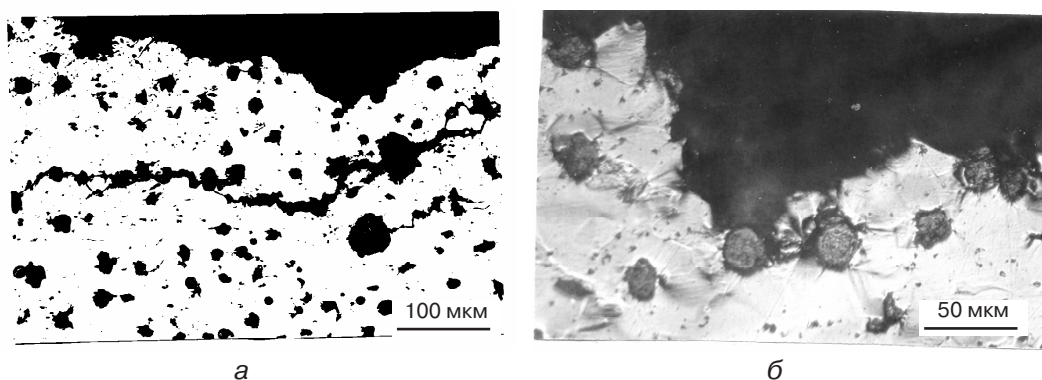


Рис. 5. Микроструктура чугуна образцов плавки 3 возле трещины излома: а – трещины внутри образца; б, в – микротрещины и рельефные участки деформации ферритных зерен

ходу роста трещины с понижением уровня плоскости, находящейся под верхним берегом трещины.

Возможная модель разрушения металлической основы (феррита, ОЦК-решетки) высокопрочного чугуна

При анализе механических свойств графитизированных чугунов основное внимание уделяется форме графитных включений, структуре металлической основы, выделенным на границе зерен карбидных, фосфидных и других включений, что может быть исследовано на световом микроскопе [1, 2]. При анализе такой характеристики, как ударная вязкость, информации, полученной на световом микроскопе, оказывается недостаточной. Исследователи привлекают разработки металлофизиков, кристаллографов, физхимиков и специалистов других научных направлений.

В основу этого анализа зависимости уровня ударной вязкости от температуры в данной работе входят (выделены) направленные связи атомов железа и деформации

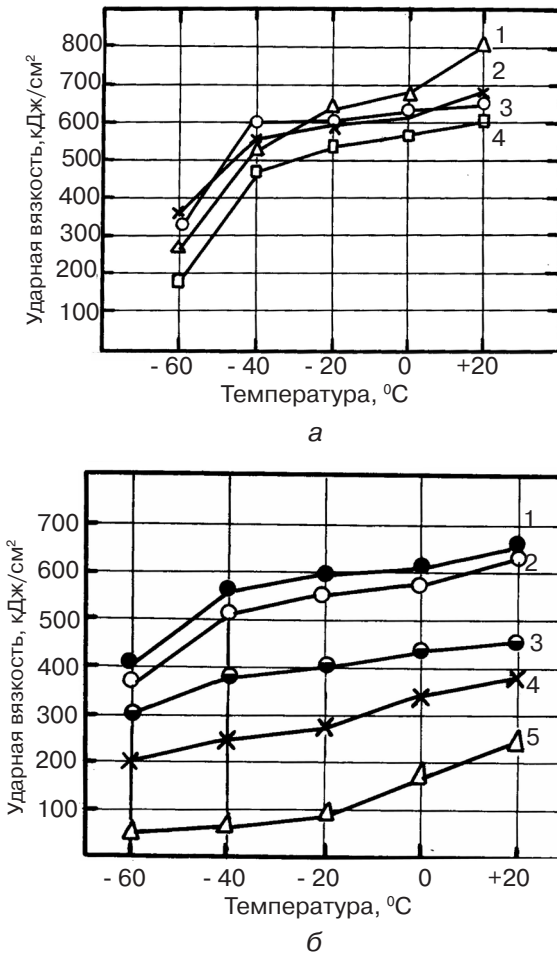


Рис. 6. Графики зависимости ударной вязкости чугунов от температуры испытания: 1 – плавка 1, 2 – плавка 5, 3 – плавка 6, 4 – плавка 2 (а); 1 – усредненные данные плавки с содержанием кремния 2,21-2,25 %, 2 – то же с содержанием кремния 2,60-2,80 %, 3 – плавка 9 (ковкий чугун), 4 – плавка 8, 5 – плавка 7 (б)

сдвига. Анализ роли деформации сдвига и роли межатомных связей в конечном итоге позволил сформировать одну из возможных моделей хрупкого разрушения.

На рис. 7 проведена одна из граний куба АБВТ однородного материала (континуум) или грань ячейки простой кубической решетки. В вершинах куба (квадрата) находятся центры атомов. Грань куба АБ является параметром кристаллической решетки и в последующих расчетах равняется единице. С целью упрощения последующего анализа плоскостями и направлениями скольжения (сдвига) определим плоскости БВ и АГ, предполагая, что они однозначно соответствуют (характеризуют) плоскости множеством атомов слева, справа, перпендикулярно этим плоскостям и плоскости рисунка. К плоскостям приложены горизонтальные силы P в противоположных направлениях. Плоскости БВ и АС удерживаются в горизонтальном положении так, что расстояние между атомами в них не изменяется. Это приведет к появлению вертикальных сил, равных по величине P . Вертикальные силы приводят к сжатию прямоугольника (куба), эту деформацию называют однородным или чистым сдвигом [3, 4]. Силы P приводят к смещению атомов Б и В в положение Б' и В'.

При малом угле смещения α устанавливаются следующие соотношения между исходным квадратом и результатом его смещения: $AB = AE$, в прямоугольном треугольнике $BB'E$ сторона BB' является гипотенузой, а катеты BE и EB' равны между собой.

По диагонали ВГ квадрат (куб) сжат, по АВ – растянут. Относительная деформация – изменение длины диагонали – пропорциональна приложенному напряжению σ , равному приложенной силе $P\sqrt{2}$, деленной на площадь, равную $\sqrt{2}AB = AB$, и обратно пропорциональна модулю упругости E

$$\frac{B'E}{AE} = \frac{\sqrt{2P}}{\sqrt{2AB^2}} \frac{1+v}{E} = \frac{P}{AB^2} \frac{1+v}{E};$$

$$B'E = \sqrt{2AB} \frac{P}{AB^2} \frac{1+v}{E} = \sqrt{2AB} \sigma \frac{1+v}{E};$$

$$BB' = \sqrt{2B'E^2} = 2AB(1+\nu) \frac{1}{E} \sigma.$$

Деформация сдвига $\theta = \frac{BB'}{AB} = 2(1+\nu) \frac{1}{E} \sigma$ пропорциональна приложенному напряжению σ и величине $2(1+\nu) \frac{1}{E}$, где ν – коэффициент Пуассона.

Величину, обратную значению $2(1+\nu)1/E$, назвали модулем сдвига G , это позволило установить зависимость между напряжением сдвига и деформацией $\sigma = E / 2(1+\nu) \theta = G \theta$.

Проведенное доказательство количественной связи нормально-го модуля Юнга E и модуля сдвига G аналогично доказательству, выполненному в [3], возможно, и в других работах. Но эта количественная взаимосвязь двух модулей может быть установлена с использованием простой схемы сравнения момента сил. Следует отметить, что при $\alpha = 0$, то есть к началу деформации, коэффициент ν можно не учитывать, тогда $G = 0,5 E$.

Модуль сдвига G , как и модуль упругости E , является одной из основных характеристик материалов. Для чистого железа в работе [4] приведены следующие значения модулей, в кгс/(мм² · 10⁻³):

$E = 21,7$, $G = 8,47$ и коэффициент Пуассона $\nu = 0,28$.

При смещении атома Б в сторону атома В (рис. 7) происходит разрушение (разрыв) связей и атом Б перемещается в положение В, а атом В – в место следующего узла кристаллической решетки и т. д. Так проходит элементарный акт пластической деформации на атомном уровне. Эти перескоки атомов из одного положения в узле кристаллической решетки в другое и обеспечивают сдвиг одних плоскостей над другими, то есть пластическую деформацию, что более подробно показано ниже.

Рассмотрим природу межатомных связей железа. Атом железа имеет внешнюю электронную конфигурацию d^6s^2 . Так как внешние электроны s^2 коллективизированы, ион железа Fe^{2+} имеет внешнюю оболочку из шести вытянутых по трем осям координат d -орбиталей, сходную с ортогональной p^6 -оболочкой [5-7]. С изменением температуры энергоемкость ионов железа изменяется, что отражается на размерах и форме орбиталей. Перекрытие d^6 -орбиталей обеспечивает направленность связей. Связи между ионами могут быть псевдосферичными [6]. В жидком состоянии железо характеризуется высокой плотностью, близкой к кристаллической. Показателями энергии связи между атомами в жидком и кристаллическом состоянии являются теплота испарения и плавления железа. Для железа теплота испарения ΔH_{298}^0 равняется ~ 90 ккал/(г · атом), а теплота плавления $Q_{пл}$ – ~ 3 ккал/(г · атом) [8]. Различие энергии связи между атомами железа в жидком и кристаллическом состояниях незначительно (90 и 90+3), но из-за псевдосферичности связей ионов в жидком состоянии сопротивление сдвигу практически отсутствует.

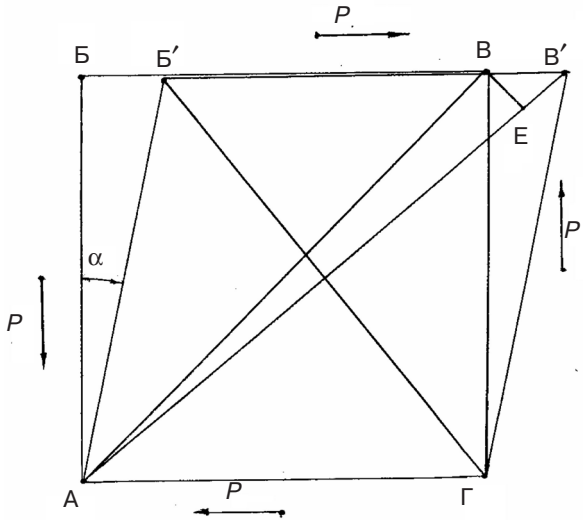


Рис. 7. Схема для анализа взаимосвязи соотношения модуля Юнга и модуля сдвига, а также величин деформаций относительно межатомного расстояния

Эти результаты анализа роли направленности связи между ионами железа в сопротивлении сдвигу в зависимости от температурных условий подтверждают и необходимость их анализа сопротивления сдвигу как одного из основных свойств материалов, ответственных за их разрушение.

В жидком состоянии сопротивление сдвигу соответствует ее вязкости и направленные связи между атомами не являются решающими в их взаимном расположении. В этих условиях действуют псевдосферичные связи [6]. Переход в кристаллическое состояние обусловлен ростом величины направленных связей и снижением псевдосферичных.

В кристаллическом состоянии расстояние между атомами железа (σ -фаза) меньше, чем в жидком на $\sim 1,2\%$. Примерно на эту же величину уменьшается расстояние между атомами в кристаллической решетке и при охлаждении железа до комнатных температур. При охлаждении проходят два фазовых превращения: $\alpha \rightarrow \gamma$ и $\gamma \rightarrow \alpha$, сопровождающиеся уменьшением ($\alpha \rightarrow \gamma$) и увеличением параметра кристаллической решетки.

Псевдосферичные связи участвуют в восстановлении разорванных направлений связей в механизме движения линейных дислокаций. Это движение сопровождается разрывом двухатомных связей (в плоскости, перпендикулярной линии дислокации), смещением этого разрыва и восстановлением разорванных связей, но с другими атомами соседней плоскости [9].

Сопоставляя результаты вышеприведенных анализов деформации сдвигов и направленных межатомных связей, в данной работе определяется следующая взаимосвязь между пластичностью и хрупкостью кристаллических материалов (рис. 8):

– Взаимосвязь между силой одноосного растяжения F , сдвиговой силой F_2 и силой раскрытия плоскостей сдвига F_1 . На этой части схемы линиями показаны положения возможных плоскостей скольжения (поликристаллического материала).

– Движение дислокации (направление показано стрелкой) в одной из плоскостей скольжения AA под действием силы F_2 и силой раскрытия плоскостей F_1 . Жирной линией выделена кристаллографическая плоскость, образующая дислокацию.

– Движение дислокации (как и в варианте б), но при росте хрупкой трещины.

Схема рис. 8, б отображает пластическую деформацию, 8, в – рост хрупкой трещины.

При пластической деформации действуют как направленные связи между атома-

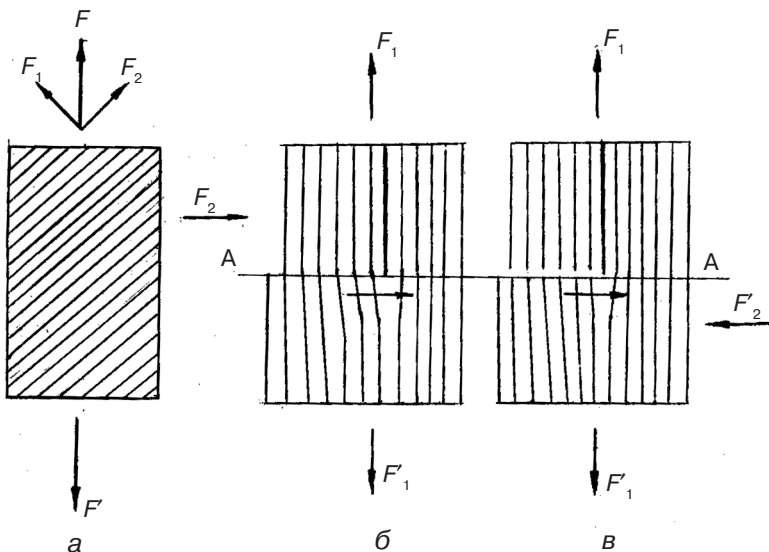


Рис. 8. Схема к модели хрупкого разрушения

ми, так и псевдосферические. Возможно, что эти две силы являются проявлением действия одной связи, изменяющей формы наружной электронной оболочки, принимающей участие в объединении атомов в конденсированное состояние. Механизм пластической деформации на атомном уровне с участием линейных дислокаций широко опубликован в научно-технической литературе [4, 7, 9, 10].

В хрупком состоянии при движении дислокации ее «вставленная» или образующая атомная кристаллографическая плоскость разрывает плоскость, размещенную впереди движения дислокации, но не устанавливает связи с оторванной частью в нижней части плоскости скольжения AA (рис. 8, б), как это происходит при пластической деформации (рис. 8, б). Последовательное продвижение дислокации оставляет после себя разорванные атомные связи, то есть трещину.

В абсолютно хрупком состоянии пластическая деформация невозможна, так как разорванные атомные связи не восстанавливаются. Вся энергия деформации расходуется на разрыв атомных связей, зарождение и рост трещин, а также частично – на энергию звука.

Хрупкое тело эффективно реагирует на удар, так как при этом полученная телом концентрированная энергия в точке (месте) удара обуславливает сложное напряженное состояние со сдвигом кристаллографических плоскостей в различных направлениях.

Восстановление разрушенных связей при движении дислокации или после их образования вне дислокации возможно при достаточной энергии активации процесса и необходимом времени. Не способствуют восстановлению связей как низкие температуры, так и высокие скорости приложения деформирующих сил, поэтому снижение температуры способствует переходу материала в хрупкое состояние, а приложение ударных нагрузок – повышению температуры этого перехода.

Выполненный в данной работе качественный анализ роли деформаций сдвига, направленных атомных связей, зависимости восстановления разрушенных связей от температуры процесса и скорости приложения сил деформации позволяет логично установить многие взаимосвязи между хрупкостью и пластичностью материалов, в том числе и в ударостойкости ферритного высокопрочного чугуна.

Выводы

- Установлены значения ударной вязкости ферритного высокопрочного чугуна в тонкостенных отливках в зависимости от содержания в нем кремния как одного из основных составляющих, влияющих на ударостойкость этого материала. Показано, что при содержании кремния в чугуне менее 2,5 % и марганца менее 0,4 % ударостойкость ферритного высокопрочного чугуна выше ударостойкости ферритного ковкого чугуна. При таком содержании кремния и марганца заметное падение ударной вязкости наблюдается при снижении температуры испытания ниже - 40 °С. Особенностью выполненных исследований следует назвать испытание образцов с литой поверхностью (в отличие от стандартных испытаний на шлифованных образцах). Результаты испытаний согласуются с данными и рекомендациями других авторов.

- Выполнен анализ роли сдвиговых деформаций и направленных межатомных связей атомов (ионов) железа в процессах пластической деформации и хрупкого разрушения. Высказано предположение, что хрупкость материала реализуется при температурах и условиях приложения сдвиговых (касательных) напряжений, не обеспечивающих восстановление разрушаемых межатомных связей при смещении атомов и атомных плоскостей на межатомные расстояния при движении дислокаций или их образовании. В этих условиях недостаточно энергии активации процесса воссоединения атомных связей с новыми атомами. Процесс перехода из пластического состояния в хрупкое проходит в интервале температур в рамках предложенной модели.



Список литературы

1. Григорович Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. – М.: Машиностроение, 1966. – 562 с.
2. Неижко И. Г. Графитизация и свойства чугуна. – Киев: Наук. думка, 1989. – 206 с.
3. Фейнман Р., Лейтон Р., Сэндс М. Фейнмановские лекции по физике. – М.: Мир, 1970. – Т. 7. – 288 с.
4. Бернштейн М. Л., Займовский В. А. Механические свойства металлов. – М.: Metallургия, 1979. – 496 с.
5. Ют-Розерн В. Атомная теория для металлургов. – М.: Изд-во лит-ры по черной и цветной металлургии, 1955. – 332 с.
6. Григорович В. К. Периодический закон Менделеева и электронное строение металлов. – М.: Наука, 1966. – 288 с.
7. Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фиротов С. А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. – Киев: Наук. думка, 1975. – 316 с.
8. Смитлз К. Дж. Металлы: Справочник. – М.: Металлургия, 1980. – 448 с.
9. Фридель Ж. Дислокации. – М.: Мир, 1967. – 628 с.
10. Котречко С. А., Мешков Ю. Я. Предельная прочность. Кристаллы. Металлы. Конструкции. – Киев: Наук. думка, 2008. – 296 с.

Поступила 03.04.2012

ВНИМАНИЕ!

Предлагаем разместить в нашем журнале рекламу Вашей продукции или рекламный материал о Вашем предприятии. Редакция также может подготовить заказной номер журнала.

Стоимость заказного номера - 4000 грн.

Расценки на размещение рекламы
(цены приведены в гривнях)

Размещение	Рекламная площадь	Стоимость, грн.
Рекламные блоки в текстовой части журнала		
Цветные	1/2 страницы	900
	1/3 страницы	600
	1/4 страницы	300
Черно-белые	1/2 страницы	550
	1/3 страницы	380
	1/4 страницы	200
Цветная реклама на обложке		
Третья страница обложки	1 страница	2800
	1/2 страницы	1400
	1/4 страницы	700
Четвертая страница обложки	1 страница	3100
	1/2 страницы	1550
	1/3 страницы	1000

При повторном размещении рекламы - скидка 15 %

Наш адрес: Украина, 03680, г. Киев- ГСП. Вернадского, 34/1
Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины
телефоны: (044) 424-12-50, 424-04-10, 424-34-50
факс: (044) 424-35-15; E-mail: proclit@ptima.kiev.ua