



ОСНОВНЫЕ АСПЕКТЫ СВАРИВАЕМОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ ЧУГУНОВ

Ю. Я. ГРЕЦКИЙ, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассматривается роль химического состава, структуры и механических свойств в чугуновых отливках с позиции сварки. Названы главные факторы, определяющие значительные затруднения в получении прочных и легкообрабатываемых сварных соединений при сварке чугуновых изделий без высокого предварительного подогрева и последующей термической обработки. Отмечено влияние графитной фазы и продуктов окисления металлической основы на принципиальную способность чугуна образовывать сварное соединение. Анализируются условия кристаллизации и формирования структуры в зоне сплавления. Обобщаются результаты исследований влияния термического цикла дуговой сварки на структуру и свойства чугунов в металле ЗТВ. Описаны представления о природе околошовных трещин и принципы предотвращения отрывов и микротрещин в металле ЗТВ. Приведены исходные положения для выбора состава наплавленного металла и соответствующих электродных материалов, меры снижения склонности металла шва на основе никеля к образованию пор. Определяется комплекс требований к качеству дуговой сварки чугунов, обобщаются металлургические и технологические меры обеспечения сплошности, герметичности, прочности и обрабатываемости сварных соединений.

Ключевые слова: конструкционный чугун, химический состав, структура, механические свойства, свариваемость, дуговая сварка, сварное соединение, зона сплавления, зона термического влияния, металл шва, околошовные трещины, пористость, качество соединений, технология сварки

Чугуны относят к числу трудносвариваемых конструкционных материалов из-за высокой склонности сварных соединений к образованию различных дефектов, трудности получения плотных, равнопрочных основному металлу, а также, как легкообрабатываемых сварных соединений. Вместе с тем необходимость применения сварки чугуновых отливок и деталей машин, постоянное повышение качества металла и соответственно ужесточение требований к сварным соединениям способствуют развитию работ в этом направлении [1–4].

Согласно стандарту ДСТУ 3761.1–98 [5] «материал считается свариваемым до установленной степени при данном способе и для данной цели, если при соответствующей процедуре сварки достигается сплошность металла, гарантирующая соответствие требованиям, предъявляемым к сварным соединениям как в отношении их собственных свойств, так и в отношении их влияния на конструкцию, составной частью которой они являются».

В связи с этим целью работы является обобщение сложившихся представлений о физико-металлургических особенностях образования соединений конструкционных чугунов и формирования их свойств, формулировка исходных положений по созданию и выбору рациональной технологии сварки. Склонность соединений чугунов к образованию разного рода дефектов в наибольшей сте-

пени проявляется в условиях дуговой сварки без подогрева или с невысоким местным подогревом, поэтому названные выше вопросы отнесены только к таким условиям.

Оценка состава, структуры и механических свойств конструкционных чугунов с позиций сварки. Чугун — это поликомпонентный высокоуглеродистый сплав железа, кристаллизующийся с образованием эвтектики, весьма чувствительный к условиям охлаждения и подверженный образованию неравновесных структур, которые резко повышают твердость, ухудшают обрабатываемость сварных соединений и снижают их технологическую прочность [6–9]. Состав чугунов промышленных марок в машиностроительном литье отличается не только высоким содержанием углерода (2,5...3,8 %), но и достаточно большой концентрацией кремния (1,2...3,8 %), фосфора (до 0,3 %), серы (до 0,15 %). В тонкостенном литье специального назначения содержание фосфора может достигать 0,5...0,7 % [10]. Характерной особенностью структуры конструкционных чугунов является наличие графитных включений и большой доли эвтектической составляющей, в том числе и фосфидно-цементитной эвтектики (рис. 1).

Особенность кристаллизации чугунов связана с существованием двух высокоуглеродистых фаз: графита (стабильная) и цементита (метастабильная фаза). Непосредственное выделение графита из жидкого раствора вероятно только при очень медленном остывании расплава — до 0,5 °С/с [6]. Ясно, что условия сварки не способствуют формированию аустенитно-графитной эвтектики. Эвтектоидное, как и эвтектическое, превращение в чугунах, по стабильной системе осуществляется при таких малых скоростях охлаждения в интервале температур наименьшей устойчивости аус-

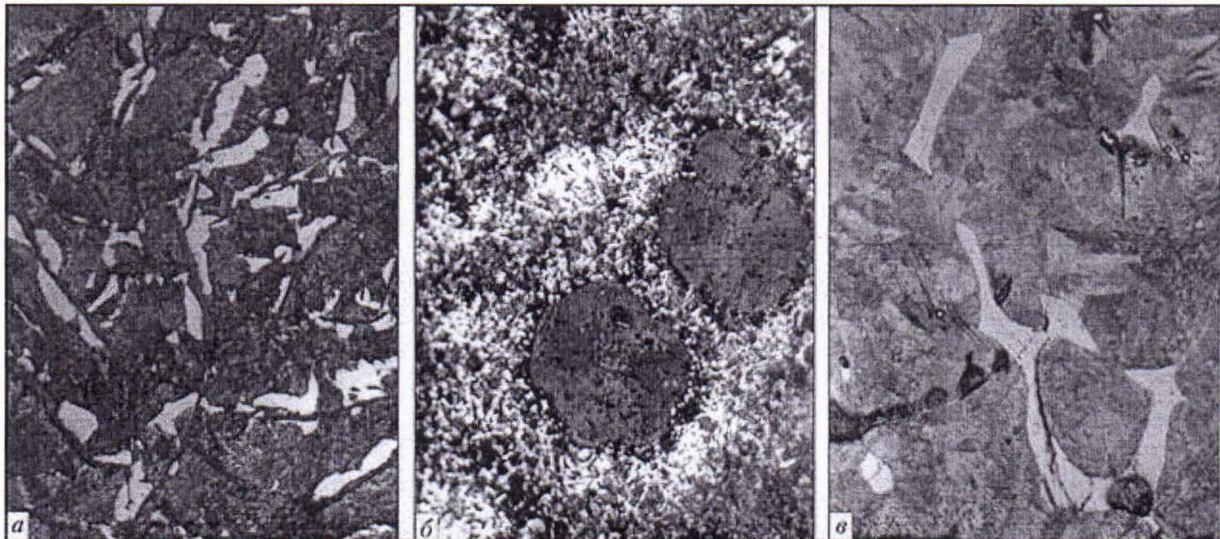


Рис. 1. Микроструктура чугунов в отливках (X250): а — серого перлитного с пластинчатым графитом; б — высокопрочного перлитного с шаровидным графитом; в — серого с фосфидно-цементитной эвтектикой

тенита, которые в реальных условиях сварки практически недостижимы.

С особенностью химического состава и наличием в структуре включений графита и фосфидно-цементитной эвтектики связана характерная зависимость механических свойств во всем диапазоне температур термического цикла сварки [11]. На ветви нагрева (начиная с 400 °С) предел прочности резко снижается и уже к 700...800 °С составляет лишь 15...20 % исходного значения (рис. 2). Изначально низкое относительное удлинение при температуре выше 900...950 °С практически становится нулевым. Следовательно, нижняя граница ТИХ (950 °С) существенно ниже равновесного солидуса чугуна (1130 °С) и практически совпадает с температурой плавления фосфидно-цементитной эвтектики (954 °С).

Рассматривая особенности чугуна как свариваемого материала, необходимо отметить его высокую газонасыщенность. Из простых газов в чугунах чаще встречаются водород, кислород и азот,

из сложных — различные их соединения CO , CO_2 , C_mH_n , нитриды [10]. В составе газовой фазы, выделяющейся из чугуна при его плавлении, наиболее высокое содержание водорода: 32 % H_2 , 15 % N_2 , 28 % CO , 14 % CO_2 и 11 % CH_4 [12]. В серых чугунах водород концентрируется главным образом в графитных включениях и его содержание возрастает с увеличением количества графита [13]. Остаточное содержание малодиффузионных форм водорода в доменных чугунах оценивается значением 30 $\text{см}^3/100 \text{ г}$ и более, в серых чугунах ваграночной плавки 0,7...30 $\text{см}^3/100 \text{ г}$, в ковках после отжига 0,6...12 $\text{см}^3/100 \text{ г}$ [10]. Концентрация кислорода в обычном сером чугуне не превышает 0,01 %, концентрация азота оценивается значением 0,001...0,015 % (в большинстве случаев до 0,008).

Принципиальная способность чугуна образовывать сварное соединение. С этой точки зрения прежде всего следует выделить влияние графитных включений [14, 15], представляющих со-

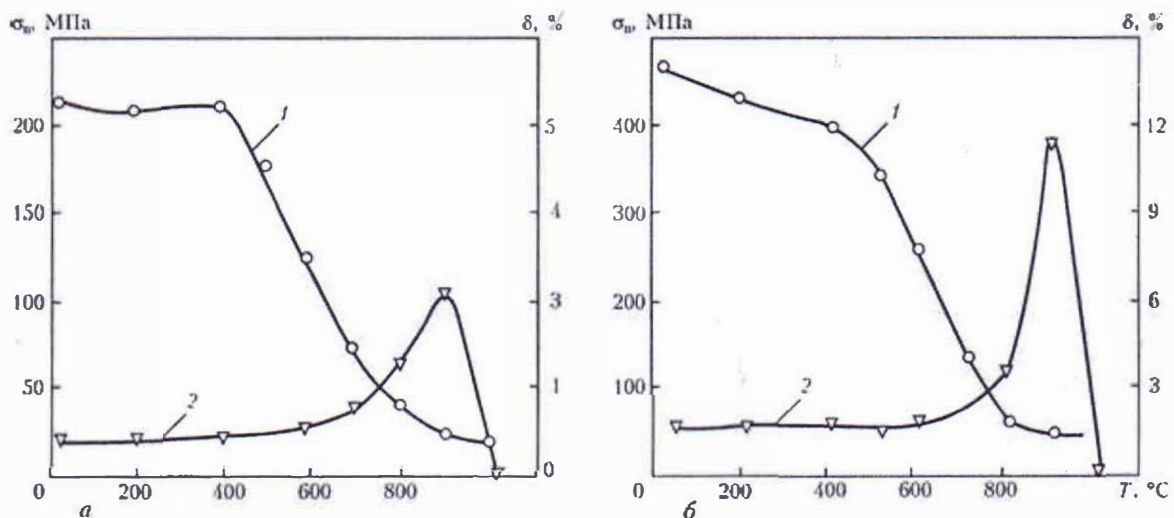


Рис. 2. Характер изменения предела прочности (1) и относительного удлинения (2) чугунов в диапазоне температур процесса формирования металла ЗТВ серого с пластинчатым графитом (а) и высокопрочного с шаровидным графитом (б)



бой, по сути, неплавящуюся составляющую структуры основного металла. В связи с очень высокой температурой полного разрушения решетки графита (свыше 4000 °С) и устойчивостью в расплаве его комплексов крупные включения затрудняют проплавление основного металла дугой, а затем ухудшают смачивание оплавленной поверхности металлом сварочной ванны. В своей совокупности графитные включения создают реальный барьер между металлической основой оплавленного чугуна и жидким металлом ванны. Важным условием качественного сплавления является интенсивное очищение оплавленной поверхности от графитных включений путем растворения их металлом ванны. Согласно теоретическим оценкам [16] на первоначальном этапе образования соединения чугуна во взаимодействии сварочной ванны с графитом у межфазной поверхности лимитирующим звеном является дисперсность графитных включений. За реальное время взаимодействия 1...2 с могут быть растворены все попадающие на межфазную поверхность тонкие графитные включения пластинчатой формы, свойственные перлитным чугунам.

Конструкционные чугуны имеют самую разнообразную структуру, отличаются размерами и характером распределения графита. Оценочные расчеты показывают [16], что для универсальности создаваемый или рекомендуемый готовый электродный материал должен обеспечивать значение предельной растворимости углерода сварочной ванны на уровне 3,5...4,5 %. В этом отношении предпочтительны электродные материалы на железоникелевой и никелевой основе [15].

Дополнительно к графиту отрицательное влияние на свариваемость оказывают продукты сквозного окисления чугуна в результате его длительной эксплуатации в условиях высоких температур, особенно с частыми теплосменами и с доступом водяного пара. Основная их составляющая — сложное кремнеземсодержащее соединение фаялит $2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$, которое не растворяется сварочной ванной [17]. На основании анализа тройных оксидных систем и диаграмм их плавкости [18] можно объяснить, почему для улучшения сплавления эффективно присутствие шлака, в составе которого имеется оксид кальция. В результате взаимодействия такого шлака с продуктами газовой коррозии, покрывающими оплавленную поверхность чугуна, в присутствии оксидов железа образуется тройная система $\text{CaO}-\text{FeO}-\text{SiO}_2$, имеющая эвтектику с температурой затвердевания 1030 °С ниже солидуса чугуна. Такая мера способствует процессу очищения матрицы от тугоплавких включений фаялита. На этом основании рекомендовано и успешно проверено на практике [1, 17] применение электродных материалов с карбидно-флюоритной шлаковой защитой для дуго-

вой сварки чугунных изделий после их длительной высокотемпературной газовой коррозии.

Особенности условий кристаллизации и формирования структуры металла в зоне сплавления. Зона сплавления состоит из участка частичного расплавления основного металла и участка переменного состава со стороны металла шва [19]. Исходя из этого можем условно считать, что в момент образования собственно соединения зона сплавления находится между изотермами солидуса основного металла и металла шва. Соотношение температур солидуса металла сварочной ванны и свариваемого материала может существенным образом определять механизм формирования соединения на первоначальных этапах. Согласно сложившимся представлениям при квазистационарном процессе дуговой сварки от установившейся границы раздела твердый — жидкий металл начинается затвердевание металла ванны, что справедливо, если температуры кристаллизации основного металла и металла ванны практически одинаковы. Однако в случае существенного превышения солидуса металла ванны над ликвидусом свариваемого металла возможно затвердевание первых слоев сварного шва при существовании двухфазного участка околошовной зоны [20, 21].

Такая ситуация весьма вероятна при сварке чугунов стальными и железоникелевыми швами из-за существенной разницы температур затвердевания (таблица). Справедливость этого утверждения применительно к чугунам доказывается в работе [22] с привлечением диаграммы состояния Fe—C. При сварке чугуна сталью в участке переменного состава резко снижается концентрация углерода и соответственно столь же резко повышается значение ликвидуса. В то же время интервал кристаллизации жидкости расширяется, так как значение температуры затвердевания эвтектики остается неизменным. В силу этого создаются условия для концентрационного переохлаждения жидкости в зоне переменного состава на некотором удалении от границы раздела основной металл—ванна. Здесь вероятно появление твердой фазы с одновременным возникновением прилегающих к ней со стороны основного металла микроучастков зоны сплавления, в которых затвердевание завершится с некоторым запаздыванием. Это отрицательно скажется на технологической прочности основного металла на участке частичного расплавления прежде всего по причине низкой его сопротивляемости нарастающим напряжениям в формирующемся соединении.

При использовании высоконикелевых электродных материалов ситуация в зоне сплавления существенно меняется. Никель — сильный графитизирующий элемент, повышающий температуру стабильного эвтектического превращения в



Значения равновесного солидуса и ликвидуса конструкционных чугунов и металла однопроходного шва на железной и железоникелевой основе [22]

Материал	Среднее содержание, мас. %					Температура, °C	
	Fe	C	Si	Ni	Прочие	солидус	ликвидус
Чугуны:							
СЧ 20	Основа	3,2	1,7	0,12	0,11 Cr	1125	1185
ВЧ 45-5	» »	3,1	1,8	0,40	0,07 Mg	1095	1170
Металл шва, сваренный электродом:							
УОНИИ-13/45	» »	1,2	0,7	—	—	1365	1480
ЦЧ-4	» »	1,0	0,6	—	8 V	1345	1435
ОЗЖН-1	60	0,8	—	35	—	1240	1350
Castolin 2240	20	1,2	0,5	осн.	—	1230	1295

чугунах и одновременно снижающий температуру метастабильного превращения. В присутствии никеля уменьшается концентрация углерода в эвтектике вплоть до 2,2 % в системе Ni–C. Коэффициент диффузии никеля в чугунах весьма высок и составляет $8,7 \cdot 10^{-5} \text{ см}^2/\text{с}$ [23], по диффузионной подвижности в железоуглеродистых сплавах он почти идентичен углероду. Поэтому никель достаточно глубоко проникает в зону диффузионного перемешивания и тем глубже, чем выше градиент его концентрации. Обеспечивая состав металла шва на основе никеля, можно достичь высокую степень графитизации металла в зоне сплавления (рис. 3) и избежать образования участков замедленного затвердевания в околосшовной зоне.

Формирование структуры в металле ЗТВ.

Исходя из общепринятого определения, следовало бы считать, что ЗТВ чугунов образуется в результате нагрева основного металла вплоть до температуры плавления графитной или аустенитно-цементитной эвтектики (1130...1140 °C). В таком случае чугун в металле ЗТВ оставался бы только в твердом состоянии. Однако из-за наличия графитных включений и рассеянных в металле микроучастков фосфидно-цементитной эвтектики в металле ЗТВ (на некотором удалении от видимой границы сплавления) фиксируются не только продукты анизотермического распада аустенита матрицы, но и закристаллизовавшиеся с отбелом микроучастки металла вокруг графитных включений, где происходило контактное плавление матрицы (рис. 4). Обнаруживаются также продукты процесса расплавления-кристаллизации включений фосфидно-цементитной эвтектики и сегрегации фосфора на границах зерен вокруг этих включений. Фактически участок частичного расплавления металла ЗТВ очерчивается изотермой 950 °C, соответствующей температуре плавления фосфидно-цементитной эвтектики.

В ИЭС им. Е. О. Патона изучены особенности анизотермического распада аустенита матрицы чугунов с пластинчатым и шаровидным графитом

[24–27]. Имитировались условия нагрева и охлаждения образцов по термическому циклу однопроходной сварки тонких пластин без подогрева с помощью быстродействующего dilatометра конструкции ИЭС им. Е. О. Патона. Анализ построенных термокинетических диаграмм (рис. 5) показал, что в диапазоне реальных скоростей охлаждения 2...50 °C/с при $T < A_{\text{сз}}$ распад аустенита в чугуне происходит в перлитной и мартенситной областях. Применительно к условиям сварки критические скорости охлаждения в интервале наименьшей устойчивости аустенита имеют очень малые значения — для серых чугунов 9...10, для высокопрочных 2...3 °C/с. Оценивая эти данные применительно к условиям сварки, можно констатировать, что формирование мартенсита в металле ЗТВ неизбежно. Мартенситное превращение начинается при относительно низких температурах (190...220 °C) и не заканчивается с охлаждением до комнатной температуры. С повышением скоростей нагрева и охлаждения уменьшается



Рис. 3. Микроструктура металла зоны сплавления без ледебурита в сварном соединении, выполненном высоконикелевым электродом без подогрева и последующей термообработки, $\times 250$

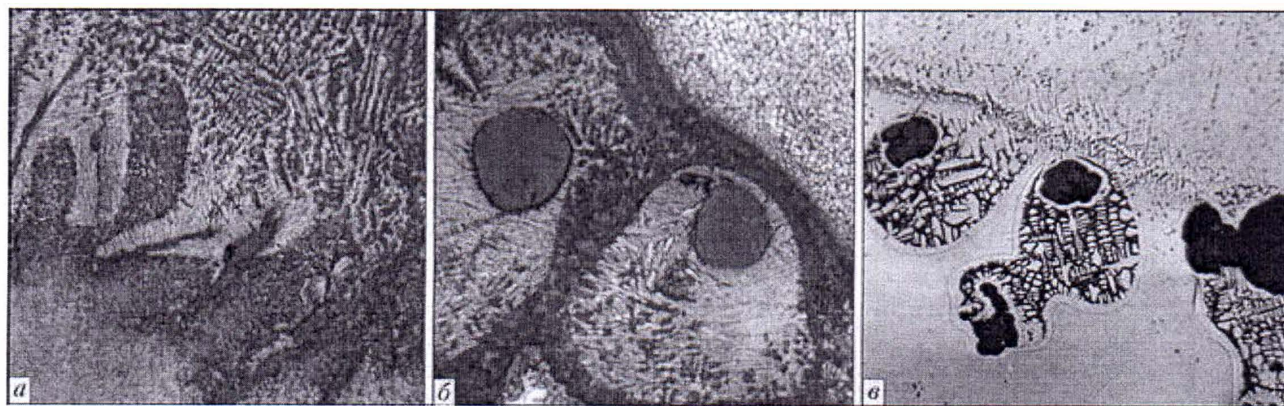


Рис. 4. Типичная микроструктура ($\times 250$) чугуна в ЗТВ с продуктами кристаллизации жидкой фазы после контактного плавления матрицы серого перлитного с пластинчатым (а), высокопрочного перлитного с шаровидным графитом (б) и высоколегированного аустенитного с графитными включениями компактной формы (в)

полнота структурных изменений в металле ЗТВ, возрастает количество остаточного аустенита и снижается доля структурных составляющих, возникающих в результате контактного плавления матрицы у графитных включений [27]. В этом смысле увеличение жесткости термических циклов сварки следует рассматривать как положительный фактор. Основными технологическими приемами для выполнения этого условия являются концентрация энергии источника нагрева и снижение погонной энергии сварки за счет всех ее составляющих: тока сварки, напряжения дуги, коэффициента полезного действия и скорости сварки. Благодаря такому комплексу мер достигается также высокий градиент температур в околошовной зоне, что необходимо для уменьшения ширины ЗТВ.

Природа и принципы предотвращения околошовных трещин. Следует различать трещины

в металле зоны сплавления и ЗТВ. Первые, как правило, являются продольными и приводят к отрывам (рис. 6). Вторые представляют собой микродефекты, имеющие разнообразную ориентацию. Отрывы обнаруживаются сразу после сварки в период выравнивания температуры в соединении. Их образование происходит без звукового эффекта. Металлографические исследования соединений с дефектами свидетельствуют, что макро- и микротрещины в зоне сплавления проходят по участкам с эвтектикой. Из рассмотрения особенностей образования соединений чугунов при более высоком значении температуры кристаллизации металла сварочной ванны следует, что в зоне сплавления в этих условиях полное затвердевание металла может завершаться в последнюю очередь [22]. Изучение температурной зависимости характеристик прочности и пластичности конструкционных чугунов показало, что нижняя гра-

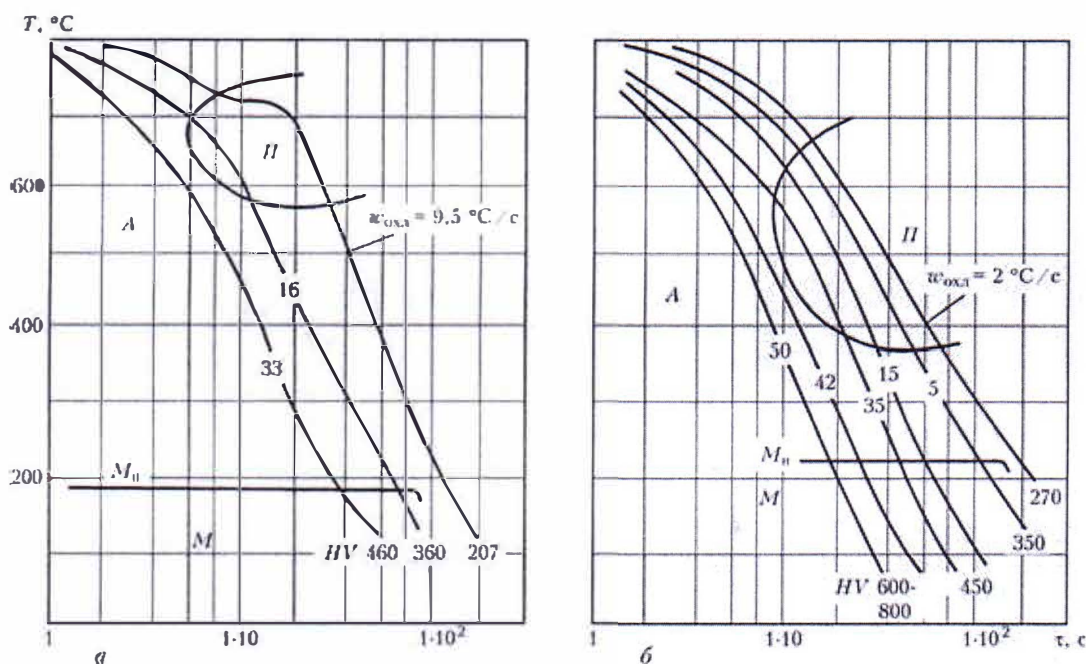


Рис. 5. Термокинетические диаграммы превращения аустенита матрицы перлитных чугунов с пластинчатым (а) и шаровидным (б) графитом после нагрева до температуры 1100 °С

ница ТИХ находится в районе $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ [27], что на $300\ldots 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ меньше солидуса металла сварочной ванны на железной и железоникелевой основе.

Указанные факты позволяют отнести трещины в зоне сплавления к горячим. Экспериментальные данные о структуре, свойствах и характере разрушения позволили сформулировать представление о природе трещин этого типа [28]. Зона сплавления в период формирования сварного соединения оказывается участком с самой низкой прочностью. Нарастающие напряжения могут быстро исчерпать слабую деформационную способность металла зоны сплавления, который находится в ТИХ. Зарождение трещин облегчается наличием последних порций жидкой фазы. Из-за относительно малого значения нижней границы ТИХ чугуна разрушение может развиваться и при подсолидусных температурах. Такая ситуация наиболее вероятна при высоких значениях погонной энергии, когда в деформационный процесс вовлекаются значительные площади околошовного металла.

Следовательно, для предотвращения отрывов шва необходимо обеспечить, по крайней мере, одновременность двух процессов — выхода металла зоны сплавления в определенном сечении из состояния с очень низкими его прочностными характеристиками и завершения кристаллизации металла шва в этом же сечении. Серия экспериментов с технологической пробой Лихайского университета дала представление об области оптимальных значений погонной энергии сварки ($0,5\ldots 0,8\text{ МДж/м}$) [28, 29]. При сварке наиболее подверженных отрывам тонкостенных чугунных деталей ($4\ldots 6\text{ мм}$) это условие удовлетворяется лишь при механизированной сварке проволокой малого диаметра (до $1,2\text{ мм}$) в узкую разделку.

Таким образом, подходами, на которых должны базироваться работы по созданию эффективных технологических процессов, являются повышение температуры кристаллизации эвтектики в зоне переменного состава (за счет диффузионного проникновения никеля и снижения солидуса металла сварочной ванны).

Склонность чугунов к образованию трещин в металле ЗТВ зависит от исходной структуры матрицы, формы графитной фазы и строения эвтектики. Это исключает возможность описания природы трещин в металле ЗТВ по единому механизму, относя их, например, к горячим или холодным. Очагами разрушения являются границы зерен между вершинами близкорасположенных пластин графита и в местах скопления графитных глобул, эвтектические розетки, участки с междендритным графитом, включения фосфидно-цементитной эвтектики (рис. 7). Из-за неоднородности структуры механизмы образования трещин отличаются на различных микроучастках. Вместе



Рис. 6. Фрагмент микроструктуры зоны сплавления сварного соединения серого чугуна с продольной трещиной (отрывом), $\times 150$

с тем главный из них, связанный с особенностями состава и структуры чугуна данного типа, определяет процесс зарождения и развития локального разрушения.

В серых чугунах пластинчатые включения выполняют роль концентраторов напряжений. Если около их вершин исчерпывается деформационная способность металлической основы, в пограничных микроучастках начинается образование трещины. Шаровидный графит не оказывает столь сильного ослабляющего действия, поэтому главный механизм разрушения высокопрочных чугунов иной. К описанию природы трещин в металле ЗТВ в общем применимы сложившиеся воззрения на процесс замедленного разрушения закаливающих сталей, только в чугунах с шаровидным графитом разрушение наступает значительно раньше. Оно может случиться еще в период выравнивания температуры в сварном соединении. Аустенитным чугунам также присуще межкристаллитное разрушение, природа которого связана в основном с сегрегацией вредных примесей.

Чем позже начинает деформироваться металл в ЗТВ при остывании сварного соединения, тем меньше вероятность образования очагов разрушения и развития трещин. Снижение температуры плавления металла шва — эффективная мера уменьшения как темпа нарастания напряжений, так и их уровня. В этом отношении очевидно преимущество аустенитного высоконикелевого металла шва по сравнению с ферритным.

Исходные положения по выбору основы состава металла шва. Исходя из приведенных выше принципов управления структурой и свойствами металла околошовной зоны и мер предотвращения в нем трещин, радикальное решение проблемы получения высококачественных соединений при дуговой сварке без общего высокого предварительного нагрева изделий должно базироваться на создании и применении электродных материалов на основе никеля. Содержание никеля в одно-

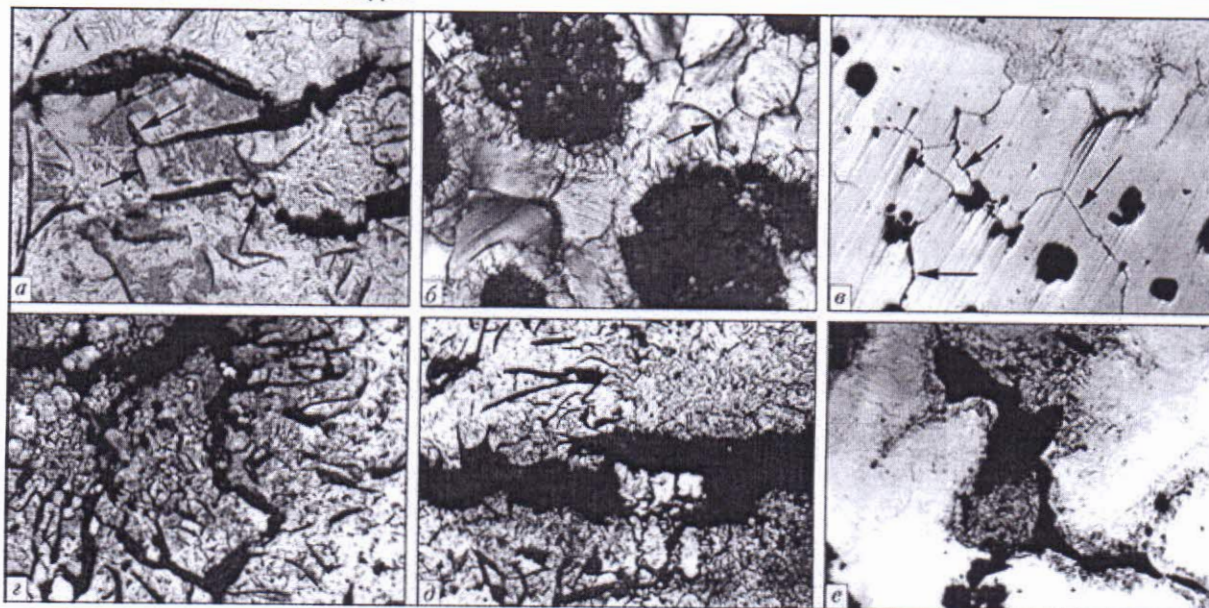


Рис. 7. Микроструктура соединений ($\times 150$) чугунов в металле ЗТВ с очагами разрушения а-в — границы зерен между графитными включениями соответственно в серых, высокопрочных и аустенитных чугунах (показано стрелками); г — эвтектические розетки; д — междендритный графит; е — фосфидно-цементитная эвтектика

роходных швах на тонкостенных изделиях или в многослойных швах при сварке массивных отливок должно быть не ниже 50 % [30]. При этом для снижения температуры плавления сварочных материалов целесообразно дополнительное их легирование марганцем и медью.

Без специального модифицирования графитная фаза в швах на никелево-железной основе сосредотачивается на границах зерен в виде тонких прослоек, снижая пластичность металла шва. Эффективное модифицирование обеспечивается введением редкоземельных элементов. Остаточное содержание РЗМ 0,05...0,12 % является оптимальным — обеспечивается равномерное распределение графитных включений, которые при этом имеют вид только точечных и шаровидных [31]. Металл шва с такой формой графита не подвержен образованию горячих трещин.

Выбор электродных материалов на никелевой основе зависит от уровня прочности свариваемого чугуна. Для изделий из сравнительно низкопрочных серых чугунов, особенно тонкостенных, более пригодны никелевые электроды и проволоки (до 98 % Ni). При их использовании металл шва достаточно прочен ($\sigma_b = 250...300$ МПа) при хороших показателях его пластичности ($\delta = 25...30$ %) и твердости (НВ 160...180) и легко проковывается. Для чугунов повышенной и высокой прочности ($\sigma_b \leq 500$ МПа) и их сочетаний со сталью в большей степени подходят электродные материалы на никелево-железной основе (50...70 % Ni). В этом случае обеспечивается прочность металла шва на уровне 350...500 МПа при приемлемых значениях относительного удлинения (15...20 %) и твердости (до НВ 210 МПа). Такой металл поддается про-

ковке, необходимой для снижения уровня остаточных напряжений.

Предотвращение пористости в высоконикелевых швах и зоне сплавления. Высокая газонасыщенность чугунов, скачкообразное уменьшение растворимости водорода и других простых газов при затвердевании металла, протекание металлургических реакций с обильным выделением оксидов углерода и паров воды, малая продолжительность существования сварочной ванны — факторы, способствующие нарушению плотности металла шва и зоны сплавления сварных соединений чугунов. Подробно их роль рассматривается в работе [32].

Известна высокая склонность швов на никелевой основе к образованию пор [33, 34]. Для их предотвращения при сварке чугуна необходимо ослабление вредного влияния реакции восстановления оксида никеля водородом с образованием H_2O в период кристаллизации сварочной ванны. Полезное металлургическое воздействие на расплавленный металл обеспечивается при введении в сварочную ванну сильных раскислителей (рис. 8) — алюминия, титана и особенно РЗМ, которые во всем диапазоне температур сварочного процесса имеют большее сродство к кислороду, чем остальные компоненты расплава [35, 36]. К тому же в этих условиях оксиды названных элементов не являются газообразными соединениями. Введение в электродную проволоку на никелевой основе в определенных количествах РЗМ позволяет даже отказаться от защитного газа, выполняя сварку открытой дугой швов на тонкостенных чугунных деталях за один проход или в несколько проходов на массивных отливках при узкой разделке кромок [37].

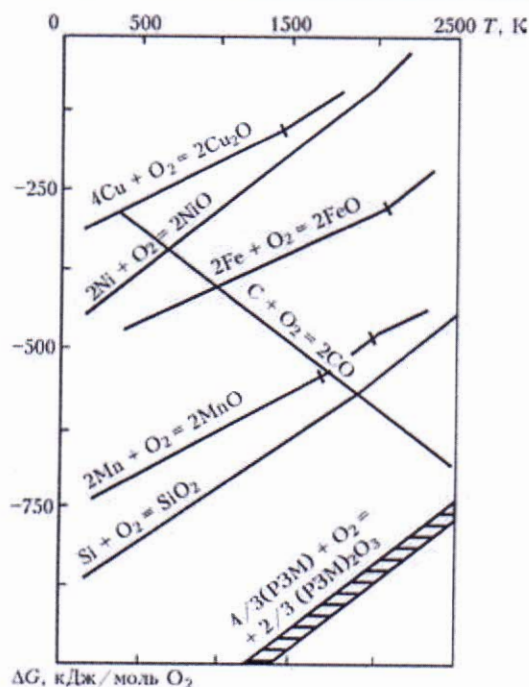


Рис. 8. Изменение энергии Гиббса с температурой для основных элементов состава сварочной ванны при сварке чугуна электродными материалами на основе никеля

Комплекс мер обеспечения качества соединений при дуговой сварке без предварительного подогрева и последующей термической обработки. Высокое качество сварных соединений конструктивных чугунов возможно при выполнении следующих условий:

предел прочности соединений при испытании на растяжение должен быть не ниже 80% задан-

ного минимального предела прочности свариваемого чугуна [38];

соединения, выполненные с жестким закреплением элементов или непосредственно на корпусной детали, должны быть непроницаемыми при их испытании керосиновой пробой или гидравлическим давлением соответственно назначению изделия;

обработка соединений режущим инструментом не должна вызывать существенных затруднений.

При дуговой сварке без высокого предварительного подогрева изделия и последующей термической обработки названный комплекс условий достигим только путем использования высоконикелевых электродных материалов, осуществляя сварку на предельно низких режимах и не допуская даже локальных разрушений в зоне сплавления. Решая в основном металлургические вопросы, способ ручной сварки высоконикелевыми штучными электродами исчерпал свои возможности для снижения тепловложения и уменьшения объемов металла шва. Что касается нежелательного высокого уровня погонной энергии сварки (3,2...3,8 МДж/м), то этот недостаток частично компенсируют путем особой техники выполнения протяженных швов, которую можно отождествить с осуществлением множества коротких прихваток с немедленной последующей их проковкой. В отношении радикального (в 4...5 раз) снижения погонной энергии очевидны преимущества механизированной сварки тонкой проволокой.

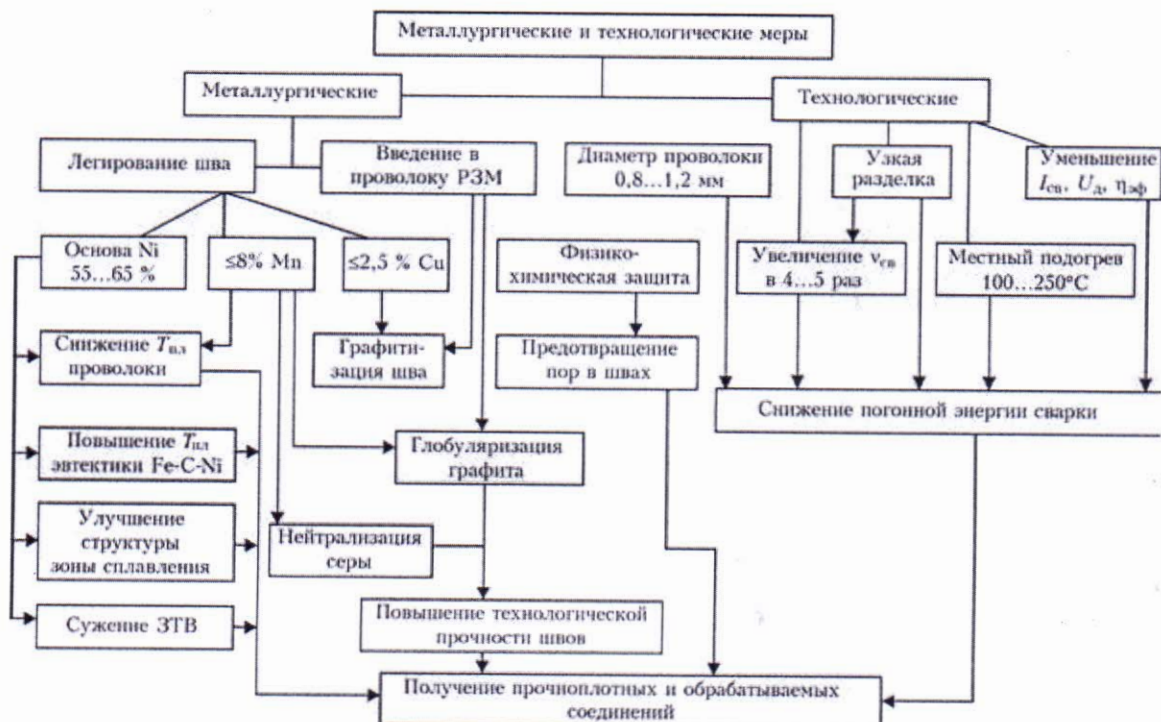


Рис. 9. Меры повышения качества и производительности дуговой сварки чугунных изделий без высокого предварительного подогрева и последующей термообработки по сравнению с ручной сваркой покрытыми электродами на основе цветных металлов



Обобщая изложенные выше основные положения, вытекающие из них практические рекомендации и накопленный опыт [38–40], комплекс мер обеспечения указанного выше сложного уровня требований к качеству соединений можно представить схемой, приведенной на рис. 9. Металлургические меры обеспечиваются в основном путем выбора состава электродного материала, технологические — выбором оптимальных параметров режима сварки и специальной подготовкой к сварке мест повреждения. В настоящее время способом дуговой сварки без подогрева или с невысоким (до 200 °С) местным подогревом, во многом отвечающим позициям приведенной схемы, является механизированная сварка высоконикелевой тонкой проволокой в защитном газе или открытой дугой. Для этой цели Институт электросварки им. Е. О. Патона разработал проволоку марки ПАНЧ-11 ТУ 48-21-593-77 сплошного сечения из никелевого сплава специального состава [41, 42]. Соотношение содержания никеля и легирующих добавок обеспечивает пониженную температуру плавления электродной проволоки, высокую стойкость швов против горячих трещин и достаточную степень графитизации наплавленного металла. Введение в состав сплава оптимального количества РЗМ гарантирует высокую устойчивость горения дуги и позволяет выполнять сварку без использования защитного газа. Широкое внедрение в промышленность способа механизированной сварки чугуна открытой дугой, без подогрева и без последующей термической обработки позволило радикально решить проблему качественного массового ремонта корпусных чугунных деталей машин и механизмов во всех республиках бывшего Советского Союза [37, 43–45].

1. *Стеренбоген Ю. А., Хорунов В. Ф., Грецкий Ю. Я.* Сварка и наплавка чугуна. — Киев: Наук. думка, 1966. — 215 с.
2. *Иванов Б. Г., Журавский Ю. И., Левченко В. И.* Сварка и резка чугуна. — М.: Машиностроение, 1977. — 208 с.
3. *Cottrell C. L. M.* Welding cast irons. — Abington, Cambridge, The Welding Inst., 1985. — 22 p.
4. *American Welding Society.* welding of cast iron / A selection of papers. — Miami, Florida: AWS, 1985. — 358 p.
5. *ДСТУ 3761.-98.* Зварювання та споріднені процеси. — Ч. 1. Зварність. Визначення. — К.: Держстандарт України, 1999. — С. 5–10.
6. *Богачев И. Н.* Металлография чугуна. — Свердловск: Металлургиздат, 1962. — 392 с.
7. *Гиршович Н. Г.* Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. — М.; Л.: Машиностроение, 1966. — 562 с.
8. *Бунин К. П., Малиночка Я. Н., Таран Ю. Н.* Основы металлографии чугуна. — М.: Металлургия, 1969. — 416 с.
9. *Металлография сварных соединений чугуна / В. Ф. Грабин, Ю. Я. Грецкий, Г. М. Крошина и др.* — Киев: Наук. думка, 1987. — 192 с.
10. *Справочник по чугунному литью / Под ред. Н. Г. Гиршовича.* — Л.: Машиностроение, 1978. — 758 с.
11. *Грецкий Ю. Я., Крошина Г. М., Шекера В. М.* Механические свойства околошовной зоны после сварки конструктивных чугунов // Автомат. сварка. — 1980. — № 1. — С. 71–72.
12. *Елистратов П. С.* Сварочные свойства чугуна. — М.: Машгиз, 1959. — 148 с.
13. *Леви Л. И., Александрова А. Н.* Склонность чугунов к поглощению и выделению водорода // Основы образования литейных сплавов: Тр. XIV совещ. по теории литейных процессов. — М.: Наука, 1970. — С. 213–216.
14. *Грецкий Ю. Я.* Образование соединения при дуговой сварке конструктивных чугунов. Сообщ. I. Роль графитной фазы основного металла // Автомат. сварка. — 1980. — № 6. — С. 1–4.
15. *Грецкий Ю. Я.* Образование соединения при дуговой сварке конструктивных чугунов. Сообщ. II. Условия качественного сплавления // Там же. — 1980. — № 8. — С. 27–29.
16. *Грецкий Ю. Я., Демченко В. Ф.* Взаимодействие металла сварочной ванны с графитом у границы сплавления при дуговой сварке чугунов // Там же. — 1986. — № 5. — С. 30–32.
17. *Грецкий Ю. Я., Стеренбоген Ю. А.* Свариваемость чугуна после высокотемпературной газовой коррозии // Там же. — 1967. — № 9. — С. 35–38.
18. *Вольский А. Н., Сергиевская Е. М.* Теория металлургических процессов. — М.: Металлургия, 1968. — 344 с.
19. *Петров Г. Л.* Сварочные материалы. — Л.: Машиностроение, 1972. — 280 с.
20. *Никитин В. М.* Особенности кристаллизации металла шва при сварке плавлением разнородных материалов // Свароч. пр-во. — 1973. — № 5. — С. 53–54.
21. *Макаров Э. Л.* Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
22. *Грецкий Ю. Я.* Влияние состава сварочной ванны на условия кристаллизации металла у границы сплавления при дуговой сварке чугуна // Автомат. сварка. — 1980. — № 12. — С. 18–23.
23. *Эллиот Д. Ф., Глейзер М., Рамакришна В.* Термохимия сталеплавильных процессов. — М.: Металлургия, 1969. — 252 с.
24. *Грецкий Ю. Я., Васильев В. Г., Крошина Г. М.* Формирование структуры околошовной зоны при сварке серого перлитного чугуна // Автомат. сварка. — 1979. — № 12. — С. 22–25.
25. *Грецкий Ю. Я., Крошина Г. М., Васильев В. Г.* Влияние термического цикла дуговой сварки на структуру и механические свойства высокопрочных чугунов // Там же. — 1981. — № 6. — С. 9–12.
26. *Влияние термического цикла сварки на структуру и механические свойства низколегированного высокопрочного ферритного чугуна / Ю. Я. Грецкий, Г. М. Крошина, В. Г. Васильев и др.* // Там же. — 1988. — № 8. — С. 6–8, 18.
27. *Грецкий Ю. Я., Новикова Д. П., Крошина Г. М.* Прочность и пластичность перлитных чугунов при температурах, характерных для ЗТВ при сварке // Там же. — 1986. — № 3. — С. 15–17, 20.
28. *Грецкий Ю. Я.* Механизм образования трещин в зоне сплавления при сварке чугуна сталью и железоникелевыми сплавами // Там же. — 1981. — № 4. — С. 19–22.
29. *Грецкий Ю. Я., Новикова Д. П., Крошина Г. М.* Влияние термического цикла на стойкость чугунов против образования трещин при сварке без подогрева // Там же. — 1986. — № 4. — С. 1–4, 13.
30. *Грецкий Ю. Я., Тихоновская Л. Д.* Выбор рационального содержания никеля в швах сварных соединений чугуна // Там же. — 1979. — № 7. — С. 35–38.
31. *Грецкий Ю. Я., Тихоновская Л. Д.* Модифицирование металла высокоуглеродистых железоникелевых швов сварных соединений чугуна // Там же. — 1980. — № 3. — С. 16–18.
32. *Грецкий Ю. Я., Борисов А. И.* Металлургические особенности дуговой сварки конструктивных чугунов // Там же. — 1991. — № 5. — С. 7–13.
33. *Медовар Б. И., Латаш Ю. В.* Влияние водорода и кислорода на образование пор при сварке стабильноаустенитных сталей и никеля // Там же. — 1974. — № 10. — С. 5–6.



34. Багрянский К. В., Кузьмин Г. С. Сварка никеля и его сплавов. — М.: Машгиз, 1963. — 164 с.
35. Аверин В. В., Лопухов Г. А. Направления исследований в металлургии. — М.: ВИНТИ, 1981. — С. 6–98. — (Итоги науки и техники. Сер. Теория металлургических процессов; Т. 4).
36. Даркен Л. С., Гурри Р. В. Физическая химия металлов. — М.: Металлургиздат, 1960. — 584 с.
37. Грецкий Ю. Я. Механизированная сварка чугуна самозащитной проволокой ПАНЧ-11 без подогрева // Свароч. пр-во. — 1976. — № 11. — С. 12–13.
38. Guide for welding iron castings: An American National Standard ANSI / AWS D11.2-89. — Miami, Florida: AWS, 1989. — 110 p.
39. Аснис А. Е., Грецкий Ю. Я. Состояние и перспективы сварки чугуна // Автомат. сварка. — 1978. — № 8. — С. 39–42.
40. Грецкий Ю. Я. Исходные положения при разработке высокоэффективной технологии дуговой сварки чугуна без подогрева // Там же. — 1978. — № 11. — С. 41–45.
41. А. с. 492394 СССР. Сварочная проволока / А. Е. Аснис, Ю. Я. Грецкий, Е. П. Кузнецов и др. — Оpubл. 1975, Бюл. № 43; (пат. 390253 США, опубл. 30.09.1975; пат. 742635 Франция, опубл. 18.12.1975; пат. 2434122 ФРГ, опубл. 12.04.1976; пат. 893724 Япония, опубл. 27.08.1977).
42. Аснис А. Е., Грецкий Ю. Я., Мельниченко И. М. Самозащитная проволока ПАНЧ-11 для механизированной сварки чугуна // Автомат. сварка. — 1976. — № 2. — С. 69.
43. Грецкий Ю. Я., Демченко Ю. В. Восстановление чугунных базисных деталей двигателей механизированной сваркой проволокой ПАНЧ-11 // Сварщик. — 1998. — № 4. — С. 11.
44. Грецкий Ю. Я., Демченко Ю. В. Восстановление чугунных деталей механизированной сваркой проволокой ПАНЧ-11 // Тяж. машиностроение. — 2000. — № 2. — С. 23–24.
45. Грецкий Ю. Я. Современные возможности для качественного восстановления сваркой литых чугунных и стальных деталей железнодорожного транспорта // Заліз. транспорт України. — 2005. — № 3. — С. 285–288.

Features of the composition, structure and mechanical properties of cast irons in castings are considered from the view point of welding. The main factors are given, which determine considerable difficulties in making the composite and readily workable welded joints in welding cast iron products without high preheating or subsequent heat treatment. The influence of the graphite phase and metal base oxidation products on the basic possibility of cast iron to form a welded joint is considered. Conditions of solidification and structure formation in the fusion zone are analyzed. Results of studying the influence of the thermal cycle of arc welding on the structure and properties of cast irons in the HAZ metal are analyzed. The concepts of the nature of near-weld cracks are presented, the principles of prevention of tears and microcracks in the HAZ metal are set forth. The initial postulates for selection of the composition of the deposited metal and respective electrode consumables, and measures for lowering the susceptibility of nickel-based weld metal to pore formation are presented. A set of requirements to the quality of arc welding of cast irons is determined, and metallurgical and technological measures for ensuring the continuity, tightness, strength and treatability of welded joints are generalized.