

М383325

МИНИСТЕРСТВО ВЫСШЕГО И СРЕДНЕГО СПЕЦИАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ
С С С Р

НА ДАННУЮ
НЕ ВЫДАЕТСЯ

Московское
ордена Ленина, ордена Октябрьской Революции и ордена Трудового
Красного Знамени высшее техническое училище имени Н.Э.Баумана

На правах рукописи

МОРДЫНСКИЙ Виталий Брониславович

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ, ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО
РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОДЕМПИРУЮЩИХ МАРГАНЦЕВО -
МЕДНЫХ СПЛАВОВ И РАЗРАБОТКА МЕРОПРИЯТИЙ ПО
ПОВЫШЕНИЮ ИХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ ПРИ
СВАРКЕ

05.04.05 - Технология и машины сварочного производства



А в т о р е ф е р а т

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Работа выполнена в Московском ордена Ленина, ордена Октябрьской Революции и ордена Трудового Красного Знамени высшем техническом училище имени Н.Э.Баумана.

Научный руководитель - д.т.н., профессор Н.Н.Прохоров

Официальные оппоненты - д.т.н., профессор Л.К.Гордиенко
к.т.н., с.н.с. Г.А.Славин

Ведущее предприятие - указано в решении специализированного Совета

Защита диссертации состоится " " _____ 1981 г.
на заседании специализированного Совета К053.15.03 по технологии и машинам сварочного производства Московского ордена Ленина, ордена Октябрьской Революции и ордена Трудового Красного Знамени высшего технического училища им. Н.Э.Баумана по адресу: Москва, 107005, 2-я Бауманская ул., д.5.

Ваши отзывы на автореферат
печать, просьба высылать по

С диссертацией можно ознакомиться
имени Н.Э.Баумана.

Автореферат разослан

УЧЕНЫЙ СЕКРЕТАРЬ СПЕЦИАЛИ
доктор технических

Тип. МВТУ им. Н.Э.Баум
объем I п.л. д-86317 с

М 383325

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы. С увеличением скоростей и интенсификации работы машин и механизмов неизбежно возникает задача гашения вредных вибраций и шумов, важность которой для всех отраслей народного хозяйства очевидна.

Одним из эффективных, а в ряде случаев и единственно приемлемым способом гашения вредных шумов и вибраций является применение для деталей машин и конструкций, работающих в динамическом режиме, сплавов с большим внутренним трением, так называемых сплавов высокого демпфирования.

Практика показала, что перспективными для этих целей являются марганцевомедные сплавы, которые отличаются уникальным сочетанием высокой демпфирующей способности в широком диапазоне частот и амплитуд циклического нагружения и высоких механических свойств, а также обладают рядом других ценных физико-химических свойств. Однако, сплавы этой системы обладают низкими технологическими свойствами. Особые трудности возникают при сварке данных сплавов. Как показывает опыт, марганцевомедные сплавы склонны к образованию горячих трещин в металле шва и околосварочной зоны, что затрудняет их широкое применение в качестве конструкционного материала.

Цель работы состоит в разработке комплекса мероприятий, повышающих стойкость против высокотемпературного разрушения при сварке высокodemпфирующих марганцевомедных сплавов с содержанием около 50% марганца.

Методы исследования. Сопротивление металла сварных соединений образованию горячих трещин определяли путем принудительного деформирования по методу МВТУ. Структурные исследования выполняли на оптическом микроскопе МИМ-8, интерференционном микроскопе Номарского, микрорентгеноспектральных анализаторах "Камека" (МЗ-46) и "Камебакс", а также использовали установку для высокотемпературной металлографии ИМАШ-5С-65. Изучение процессов распада проводили с помощью дилатометрического, релаксометрического методов, для определения периода решетки проводили фазовый рентгеноструктурный анализ на установке ДРОН-2,0, а также измеряли микротвердость на приборе ПМТ-3. Особое внимание уделяли фрактографическому анализу высокотемпературных разрушений на оптическом и растровом ("Камебакс") микроскопах.



Научная новизна. В результате проведенных исследований вскрыта природа высокотемпературного разрушения в данных марганцевомедных сплавов. Впервые установлено, что в условиях сварочного термического цикла в рассматриваемых сплавах наблюдается диффузионное перераспределение марганца в β -твердом растворе, приводящее к образованию обогащенных и соответственно обедненных марганцем зон, т.е. происходит расслоение β -твердого раствора. Наиболее полно указанное изменение протекает в обогащенных марганцем воледритной ликвации областях.

Показано, что при сварке сплавов данной системы высокотемпературное разрушение происходит как при наличии жидкой фазы в междендритных промежутках (кристаллизационные трещины), так и в твердом состоянии в металле шва с развитием трещин в ОШЗ.

Очагами разрушения, развивающегося в металле шва в твердом состоянии, служит незакристаллизовавшийся металл, причем трещины данного вида распространяются как по границам, так и по телу зерна, т.е. разрушение носит смешанный характер. Такой характер разрушения сохраняется и в металле околосшовной зоны. Распространение этого вида разрушения облегчается фазовыми изменениями (расслоением) при термическом цикле сварки, которые приводят металл в состояние фазового наклепа.

Практическая ценность. Определены оптимальные системы легирования бинарных сплавов системы марганец-медь, существенно повышающие стойкость против образования горячих трещин при сварке без заметного влияния на демпфирующую способность марганцевомедных сплавов. Показана эффективность применения электромагнитного перемешивания расплава сварочной ванны, а также применение высококонцентрированных источников тепла. Результаты работы внедрены в судостроительной промышленности с годовым экономическим эффектом 37,5 тысяч рублей, а также могут быть использованы на предприятиях министерства приборостроения, машиностроения, электротехнической промышленности.

Апробация. Основные положения работы доложены на Шестой научно-технической конференции НТО Машпром, Калуга, апрель 1980 г.; на семинаре "Повышение качества и эффективности сварочного производства на предприятиях г.Москвы" в МДНП им.Ф.Э.Дзержинского, Москва, август 1980 г.; на научном семинаре кафедры "Машины и автоматизация сварочных процессов" МВТУ им.Н.Э.Баумана

(декабрь 1980 г.).

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, четырех глав и общих выводов, списка литературы и приложения. Выполнена на 164 машинописных страницах, содержит 35 рисунков, 6 таблиц, 137 литературных источников, в том числе 33 иностранных.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

В главе I проведен анализ фазового состава рассматриваемых сплавов на основе литературных данных, в которых этот вопрос освещается применительно к условиям термообработки и получения высоких демпфирующих свойств, а также рассмотрены особенности сварки марганцевомедных сплавов.

Сплавы системы марганец-медь привлекли широкое внимание исследователей в начале 40-х годов. На протяжении последующей четверти века (1941-1968 гг.) в работах сотрудников морского ведомства США, Великобритании Дина, Поттера, Андерсона, Базинского и Христиана, Дженсена, Бирхона и других были изучены процессы распада при термической обработке и установлена природа высокой демпфирующей способности данных сплавов. Значительный вклад в изучение отмеченных процессов внесли Е.З.Винтайкин, Н.П.Равдель, А.Г.Рахштадт, Ю.К.Фавстов и другие отечественные исследователи. В работах названных ученых показано, что при длительном отпуске закаленных сплавов рассматриваемой системы в области температур 300-700° С в конечном счете происходит распад твердого раствора с выделением δ -марганца и обогащением β -твердого раствора медью. Этому процессу предшествует зонная стадия, на которой происходит расслоение твердого раствора на две фазы - обедненную и обогащенную марганцем. Эта стадия связана с наличием метастабильной области расслоения на диаграмме состояния системы марганец-медь (Е.З.Винтайкин и сотрудники). В дальнейшем происходит образование мартенсита с ГЦТ решеткой, появляются первые выделения равновесной δ -модификации марганца с последующим увеличением количества и размеров этих выделений.

Согласно современным представлениям, высокая демпфирующая способность марганцевомедных сплавов обусловлена микронапряжениями, вызванными дефектами кристаллической решетки, или перемещением легкоподвижных упругих двойников, которые образуются в результате мартенситного превращения. При этом выделения

Δ -марганца заметно снижают уровень демпфирования. Анализ работ показал также, что введение третьего компонента или снижает, или, по крайней мере, при небольшом его количестве не изменяет этот уровень.

Сварка марганцевомедных сплавов имеет свои особенности, которые определяются составом и свойствами при повышенных температурах. Широкий интервал кристаллизации, а также их большая объемная усадка приводят к образованию в них горячих трещин как в металле шва, так и в зоне термического влияния. Появление последних связывают с наличием температурного интервала снижения пластичности в области 400–600° С. Важным при сварке данных сплавов является также соблюдение гигиенических условий труда, т.к. при этом выделяется значительное количество сварочного аэрозоля. Указанные особенности неоднократно отмечались в работах А.Е.Вайнермана, В.М.Ильченко, Б.А.Коха, И.В.Чумаковой.

Анализ литературных данных показывает, что к настоящему времени имеется много неясного в объяснении высокотемпературного разрушения сварных соединений из марганцевомедных сплавов, отсутствуют систематические сведения о влиянии легирующих элементов на сопротивляемость сварных швов образованию горячих трещин при сварке. Несмотря на то, что фазовые превращения сказывают существенное влияние не только на демпфирующую способность, но и на технологическую прочность сплавов, в условиях сварочного цикла они практически не изучались.

В соответствии с вышеизложенным сформулированы следующие основные задачи работы:

1. Установить причины высокотемпературного разрушения сварных соединений из марганцевомедных сплавов.
2. Изучить фазовые изменения в рассматриваемых сплавах в условиях термического цикла сварки.
3. Выявить влияние легирующих элементов на технологическую прочность сварных швов в процессе кристаллизации при сварке.
4. Рекомендовать сплавы, отличающиеся высокой сопротивляемостью против образования горячих трещин.

Глава 2 включает в себя результаты исследования характера высокотемпературного разрушения литых марганцевомедных сплавов с содержанием около 50% марганца на основе метода принудительного деформирования, металлографических исследований и привле-

чения методов растровой электронной фрактографии.

Определение нижней границы температурного интервала хрупкости (ТИХ) и пластичности при повышенных температурах ψ производили на пластинчатых образцах размером $0,15 \times 0,01 \times 0,003$ м на машине ЛТП-3-5. Характерная температурная зависимость пластичности сплавов представлена на рис. I, откуда следует, что данные сплавы имеют два провала пластичности - первый в зоне солидусных температур и второй в диапазоне $300-600^\circ \text{C}$.

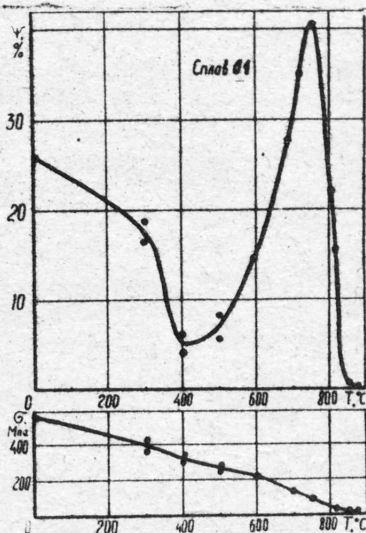


Рис. I. Зависимость поперечного сужения ψ и прочности σ от температуры сплава 01 (49,05% Mn, 1,17% Fe, 1,99% Al. Cu - остальное).
Скорость деформирования 0,05 м/с.

Металлографический анализ показал, что образцы в этих испытаниях разрушались преимущественно между обедненной и обогащенной марганцем зонами, причем с увеличением содержания легирующих элементов неоднородность протекания пластической деформации уменьшается. С уменьшением скорости деформирования пластическая деформация все более локализуется по границам зерен, что приво-

дит к исчерпанию пластичности и образованию трещин при меньших степенях деформации.

Легирующие элементы (железо, алюминий, никель и другие) оказывают существенное влияние на положение нижней границы $T_{Н\text{ТИХ}_I}$. У всех исследованных сплавов $T_{Н}$ находится на $30-50^{\circ}\text{C}$ ниже равновесного солидуса.

Такой характер температурной зависимости пластичности сплавов и положение $T_{Н\text{ТИХ}_I}$ под солидусом, очевидно, может приводить к разрушению либо по жидким прослойкам, либо разрушение может происходить и после полного затвердевания шва.

Фрактографическим анализом установлено два различных по природе вида высокотемпературного разрушения сварных соединений. Поверхность первого из них в металле шва представляет собой рельеф с ярко выраженным дендритным строением, т.е. разрушение металла шва происходит при наличии жидкой фазы в междендритных промежутках (кристаллизационные трещины).

Разрушение второго вида зарождается в металле шва. Очагами зарождения служат участки незакристаллизовавшегося металла на границах зерен. Распространение его в металле шва происходит в твердом состоянии и носит смешанный характер: наряду с междендритным наблюдаются области внутризеренного разрушения, причем, как и в первом случае, обнаружено распространение разрушения в металл околошовной зоны. Микрорентгеноспектральный анализ показал значительную неоднородность излома по составу, на поверхности излома обнаружены также включения, содержащие кальций, серу, кремний.

С применением металлографического и микрорентгеноспектрального анализа изучали структурные изменения и химическую микро-неоднородность в сварных соединениях, выполненных аргонодуговой сваркой с электромагнитным перемешиванием сварочной ванны (ЭМП) и без перемешивания, а также лазерной сваркой и полым катодом в вакууме. Сопоставление дуговой и лазерной сварки показало значительные отличия в структуре металла шва и околошовной зоны. Например, ширина зоны сплавления при этом соответственно составляет $(0,5-0,7) \times 10^{-3}$ и $(0,2-0,23) \times 10^{-3}$ м, т.е. при лазерной сварке ширина оплавленных участков в 2,5-3 раза меньше. Количественная оценка неоднородности, проведенная "по точкам" показала, что содержание марганца на этом участке сварного соеди-

нения в обогащенных и обедненных этим элементом зонах существенно различно. Так, отношение максимальной концентрации к минимальной составляет 50-55% для сварки без ЭМП, 45-27% для ЭМП и 38-30% для лазерной сварки. Железо ликвидует более значительно и для указанных точек это отношение составляет 2,2-2,3, 2-2,1 и 1,5-1,7 раза соответственно для названных способов сварки. Полый катод в этом ряду занимает промежуточное положение. Алюминий оказался наименее ликвидирующим элементов. Нами не обнаружено различий в распределении алюминия не только между обогащенными и обедненными марганцем участками, но и между основным металлом и металлом шва.

Таким образом, значительная химическая неоднородность по марганцу допускает возможность существования локальных участков жидкой фазы в момент нарастания темпа внутренних деформаций в процессе последующего охлаждения сварного соединения.

В заключение главы намечены мероприятия по предотвращению высокотемпературного разрушения сварных соединений из данных марганцевомедных сплавов (легирование, выбор способа сварки).

Глава 3 посвящена исследованию фазовых превращений в марганцевомедных сплавах применительно к термическому циклу сварки.

Дилатометрические исследования проводили при средней скорости нагрева и охлаждения образцов 4I-342 и I3-200° С соответственно. При этом на дилатометрических кривых не зафиксированы какие-либо существенные изменения объема. Дополнительное введение легирующих элементов не оказывает заметного влияния на характер дилатограмм. В этих экспериментах обнаружено, однако, некоторое увеличение коэффициента линейного расширения в интервале 450-550° С. Металлографическим анализом не удалось выявить каких-либо отличий в структуре образцов, обработанных по термическому циклу в исследованном диапазоне скоростей охлаждения.

Дальнейшее изучение фазовых изменений в данных сплавах проводили с учетом того обстоятельства, что при деформировании металлов в условиях развития фазового превращения происходит изменение их механических свойств, в том числе и сопротивление пластической деформации. Повышение пластичности (рис. I) также указывает на то, что момент фазового превращения, независимо от его механизма, благоприятствует развитию пластического течения.

Определение сопротивления деформированию сплавов в услови-

ях сварочного термического цикла имеет важное значение также при анализе процессов развития внутренних напряжений и деформаций.

Испытания проводили на релаксметре ЛТП-II-5, нагрев и охлаждение образцов по имитированному сварочному термическому циклу на котором осуществляется с одновременным деформированием их путем изгиба.

На рис.2 представлена характерная температурная зависимость сопротивления пластическим деформациям σ и его темпа $d\sigma/dT$ для этапа охлаждения. Релаксограммы стадий нагрева и охлаждения обозначены стрелками.

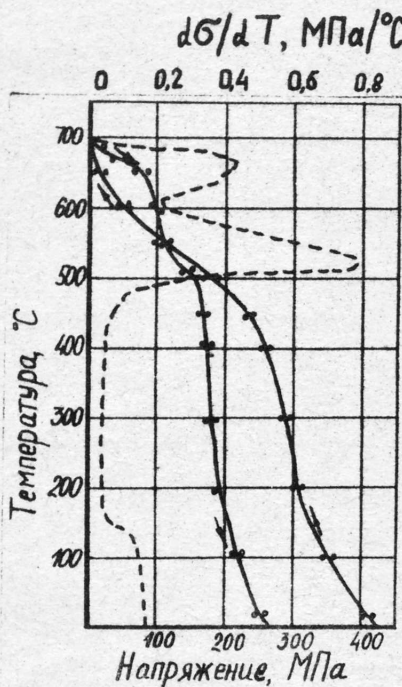


Рис.2. Температурная зависимость сопротивления деформированию σ и его темпа $d\sigma/dT$ на этапе охлаждения для сплава ОI

Из рисунка следует, что характер зависимости сопротивления деформированию на этапе нагрева относительно монотонный. Однако при этом все же выделяются области заметного снижения сопротивления пластическим деформациям в низкотемпературном интервале (200°C) и при повышенных температурах (450°C).

На стадии охлаждения релаксометрические кривые носят менее монотонный характер и содержат устойчиво проявляющиеся во всех сплавах стадии повышенного и пониженного сопротивления пластическим деформациям. Так, во всех сплавах наблюдается значительное уменьшение нарастания темпа сопротивления пластическому деформированию в области температур 650 и 500°C .

Сопоставление температурных изменений сопротивления деформированию с температурной зависимостью пластичности и коэффициента линейного расширения показывает, что температуры заметного снижения сопротивления деформированию, повышения пластичности и аномалии коэффициента α практически совпадают. На основании этого заключили, что в указанной температурной области в условиях сварочного термического цикла происходят фазовые изменения, для определения природы которых проводили фазовый рентгеноструктурный анализ. При этом использовали образцы, обработанные по термическому циклу сварки при dilatометрических измерениях, а также образцы в состаренном и отожженном состояниях. Исследовали сплавы, существенно отличающиеся положением нижней границы TiX_I и содержанием легирующих элементов - сплав ОI (химический состав и T_H TiX_I указаны на рис. I) и сплав 93 (50,84% марганца, 1,15% железа, медь - остальное; $T_H = 700^{\circ}\text{C}$). Результаты этих исследований представлены в таблице I. Видно, что с уменьшением скорости охлаждения происходит уменьшение периода решетки. Кроме того, период решетки продолжает уменьшаться в процессе старения. Это позволяет сделать вывод о том, что в условиях сварочного термического цикла в рассматриваемых марганцевомедных сплавах начинается диффузионный процесс перераспределения марганца в твердом растворе, т.е. происходит расслоение исходного β -твердого раствора.

Следует отметить, что в сплаве 93 при охлаждении со скоростью менее 14°C/s на дифрактограммах появляются дополнительные пики с малой интенсивностью, характерные для кубической гранецентрированной решетки, которые соответствуют обогащенному марганцем β -твердому раствору.

Таблица I

Зависимость периода решетки и фазового состава от
исходного состояния марганцевомедных сплавов

Сплав	Исходное состояние	Скорость охлаждения, °C/с	Период решетки, Å	Фазовый состав
OI	$T_H = 850^\circ \text{C}$	100	3,743	β - твердый раствор с ГЦК решеткой
	$T_H = 840^\circ \text{C}$	25	3,734	"
	$T_H = 820^\circ \text{C}$	18	3,724	"
	Отжиг 800°C , 16 часов	охлаждение с печью	3,725	"
	Старение 420°C 8 часов	"	3,696	"
93	$T_H = 750^\circ \text{C}$	18	3,725	"
	$T_H = 820^\circ \text{C}$	14	3,725	β - твердых раствора с ГЦК решеткой
			4,416	
	Отжиг 800°C 16 часов	охлаждение с печью	3,702	"
			4,417	
	Старение 420°C 8 часов	"	3,697	два β - твердых раствора с ГЦК и ГЦТ решеткой
			4,419	

При дальнейшей термической обработке интенсивность этих пиков существенно увеличивается, что свидетельствует об увеличении степени гетерогенности сплава.

Кроме того, на дифрактограмме состаренного образца из сплава 93 четко видно расщепление линий (III) и (200), причем указанные линии заметно размыты. Это свидетельствует о появлении тетрагональной фазы в результате превращения ГЦК в ГЦТ в процессе старения. Степень тетрагональности, например, по линии (200) составляет $c/a = 0,981$.

Результаты измерения микротвердости свидетельствуют о том, что с увеличением скорости охлаждения микротвердость заметно уменьшается (рис.3). Характерно, что в зонах обогащенных марганцем наблюдается более значительное изменение этой характеристики. Следовательно, процесс распада в рассматриваемых

оплавах происходит во всем исследованном диапазоне скоростей охлаждения. Не исключена возможность его протекания и при больших скоростях охлаждения, характерных, например, для закалки.

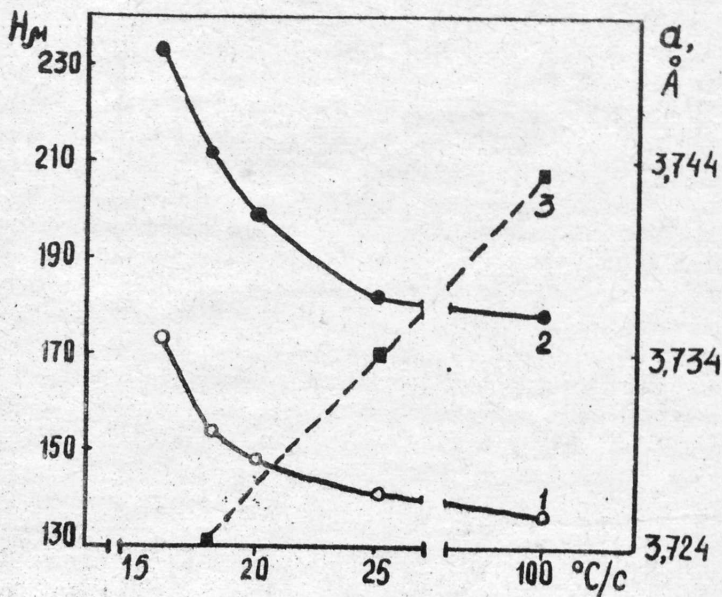


Рис. 3. Изменение микротвердости H_M (1-2) и параметра решетки a (3) сплава ОI в зависимости от скорости охлаждения.

1 - обедненная, 2 - обогащенная марганцем зоны.

Из приведенных данных следует, что исследуемые сплавы по-разному реагируют на термический цикл. Так, в малолегированном сплаве 93 процессы распада протекают значительно интенсивнее, чем в сплаве ОI. Например, разность по микротвердости для 14 и 18° С/с составляет 70...80 единиц (обогащенная марганцем зона, а для обедненной - 20...30 единиц). Таким образом, легирующие элементы существенно замедляют процессы распада в данных сплавах.

На основе проведенных исследований, а также фраттографического анализа рассмотрена природа ТИХ₂.

Провал пластичности данных сплавов в области 400°C не связан с выделением избыточных фаз, а вызывается процессами внутрифазового перераспределения марганца в твердом растворе, что приводит к фазовому наклепу, обуславливающему пониженную деформируемость. Важно подчеркнуть, что отмеченное явление оказывает решающее влияние на процесс распространения разрушения в околошовную зону сварных соединений.

Глава 4 содержит результаты исследования технологической прочности марганцевомедных сплавов в процессе кристаллизации при сварке, а также разработку мероприятий по предупреждению высокотемпературного разрушения сварных соединений.

Исследования проводили при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом без присадки. Образцы размером $(45 \times 40 \times 3) \times 10^{-3}$ м, изготовленные из литого металла, сваривали с полным проплавлением на следующих режимах: $V_{\text{св}} 1,66 \times 10^{-3}$ (6 м/ч) и 5×10^{-3} (18 м/ч) м/с, $I_{\text{св}}$ 110 и 200 А, $U_{\text{д}}$ 10,5 и 12 В соответственно. Оценку технологической прочности производили путем принудительного деформирования по методике ЛТП-I MBTU на машине ЛТП-I-4. Критерием оценки сопротивляемости сплавов образованию горячих трещин служили критическая скорость растяжения $V_{\text{кр}}$ и критический темп деформации $\dot{\epsilon}_{\text{кр}}$. Статистическую обработку полученных результатов осуществляли по рекомендациям MBTU. Изучали влияние легирующих элементов на показатель $\dot{\epsilon}_{\text{кр}}$ и электромагнитного перемешивания (ЭМП) по способу Киевского политехнического института. В последнем случае все испытания проводили при частоте реверсирования 5 Гц и токе соленоида 2 А. Сплавы легировали железом, алюминием, никелем, бором, ванадием, молибденом, хромом.

Согласно экспериментальным данным, в бинарных сплавах железо заметно влияет на показатель $\dot{\epsilon}_{\text{кр}}$ при содержании его свыше 2%. При заданном содержании марганца и железа легирование сплавов алюминием (рис.4) значительно повышает стойкость швов против образования горячих трещин. Обнаружено положительное влияние бора, ванадия на показатель $\dot{\epsilon}_{\text{кр}}$; никель практически не оказывает влияния на технологическую прочность швов исследуемого состава.

Увеличение содержания хрома до 2,0% при заданном содержании марганца и алюминия приводит к снижению показателя технологической прочности в 2 раза.

Применение ЭМП оказывает положительное влияние на показатель технологической прочности (рис.4). Металлографическими

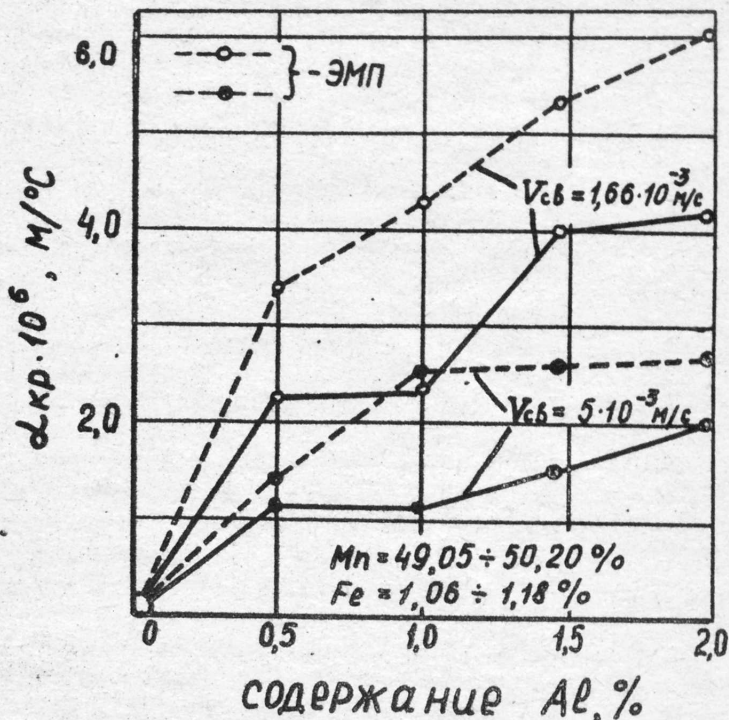


Рис.4. Влияние алюминия, режима сварки и электромагнитного перемешивания на критический темп деформации.

исследованиями показано, что отмеченные эффекты связаны с измельчением структуры металла шва и повышением степени ее дезориентации. Приведены также результаты металлографических исследований по влиянию легирующих элементов на структуру металла шва. Отмечено значительное повышение дисперсности структуры металла шва, легированного бором и ванадием.

Из приведенных на рис.4 данных также следует, что повышение скорости сварки в указанных пределах приводит к заметному

снижению показателя $\delta_{кр}$.

В результате проведенных исследований рекомендованы сплавы, отличающиеся высокой технологической прочностью при сварке.

ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Широкое применение марганцевомедных сплавов, отличающихся уникальным сочетанием высокой демпфирующей способности и повышенных механических свойств, затруднено из-за низких технологических свойств этих материалов. В настоящее время наибольшие трудности при их сварке представляет высокотемпературное разрушение металла шва и околошовной зоны. Показано, что названные разрушения обусловлены значительной неоднородностью сплавов по составу и наличием интервала снижения пластичности в области температур 300-600° С (ТИХ₂).

2. В результате металлографических и фратографических исследований установлено два различных по природе вида высокотемпературного разрушения сварных соединений. Разрушение первого вида происходит в металле шва при наличии жидкой фазы в междендритных промежутках (кристаллизационные трещины).

Очагами разрушения второго вида, развивающегося в металле шва в твердом состоянии, служат незакристаллизовавшиеся участки металла. Трещины данного вида распространяются как по границам, так и по телу зерна, т.е. разрушение носит смешанный характер. Такой характер разрушения сохраняется и в металле околошовной зоны.

3. Сравнительный анализ влияния способа сварки (аргодуговая с ЭМП и без перемешивания, сварка полым катодом в вакууме и лазерная сварка) на характер изменения структуры и химической неоднородности металла околошовной зоны показал, что ширина зоны сплавления при дуговых способах практически одинакова и составляет 5-7 мкм, а при лазерной сварке - 2-2,3 мкм, т.е. в 2,5-3 раза меньше. Степень химической неоднородности в этой зоне снижается в указанной последовательности.

4. Проведен анализ фазовых и структурных превращений в марганцевомедных сплавах в некотором диапазоне сварочных термических циклов. Показано, что в исследованных интервалах скоростей охлаждения наблюдается диффузионное перераспределение марганца в δ -твердом растворе, приводящее к образованию обогащенных и соответственно обедненных марганцем зон, т.е. происходит рас-

слоение β -твердого раствора. Наиболее полно указанное изменение протекает в обогащенных марганцем вследствие дендритной ликвации областях. Это явление также отчетливо фиксируется на релаксометрических кривых, которые содержат точки перегиба в температурном интервале упомянутых превращений.

Фазовые превращения, протекающие в сплавах этой системы при сварочном термическом цикле не оказывают существенного влияния на свободные деформации и как следствие на характер распределения внутренних деформаций при сварке.

5. Изучен распад β -твердого раствора в процессе старения. Установлено, что в твердом растворе, обогащенном марганцем, начинается мартенситное превращение, которое затем реализуется по всему кристаллу с переходом ГЦК в ГЦТ. Выделения δ -модификации марганца в исследованных диапазонах скоростей охлаждения не обнаружены.

6. На основе металлографического и фрактографического анализа установлено, что в TiX_2 разрушение носит смешанный характер: наряду с межкристаллическими надрывами наблюдаются обширные зоны внутрикристаллического разрушения, что указывает на охрупчивание тела зерна в TiX_2 . В связи с наблюдаемыми процессами внутрифазового перераспределения марганца в твердом растворе в этом температурном интервале охрупчивание обусловлено фазовым наклепом при расслоении твердого раствора.

Согласно этим представлениям, распространение разрушения в металл околосварной зоны облегчается расслоением твердого раствора в условиях термического цикла сварки.

7. Влияние легирующих элементов на технологическую прочность марганцевомедных сплавов в процессе кристаллизации при сварке носит сложный характер:

а) бинарные сплавы с содержанием около 50% марганца обладают нулевым показателем технологической прочности в процессе кристаллизации и не могут быть рекомендованы для производства сварных конструкций;

б) содержание железа до 1% не приводит к заметному повышению показателя технологической прочности $\delta_{\text{кр}}$ по сравнению с бинарным сплавом. Увеличение содержания железа свыше 2% значительно повышает $\delta_{\text{кр}}$;

в) наиболее отчетливо проявляется влияние алюминия. При заданном содержании марганца и железа изменение содержания алюминия от 0,55 до 1,99% приводит к повышению критического темпа

деформации почти в 2 раза;

г) обнаружено положительное влияние бора и ванадия;

д) хром в исследованных пределах отрицательно влияет на показатель технологической прочности.

При анализе влияния легирующих элементов на показатель $\delta_{кр}$ обнаружено возрастание этой характеристики с повышением температуры нижней границы ТИХ_I. Значения пластичности в ТИХ₂ не находятся в этом соответствии.

8. На основании изучения влияния легирующих элементов на технологическую прочность металла шва при сварке определено рациональное содержание легирующих элементов в марганцевомедных сплавах с содержанием около 50% марганца: в бинарных сплавах 2,0-2,2% железа; совместное содержание железа и алюминия 1,2-1,8% и 1,5-2,0% соответственно. В последнем случае никель повышает механические свойства сплавов без заметного влияния на показатель технологической прочности.

9. Показана эффективность применения электромагнитного перемешивания расплава сварочной ванны, которое приводит к существенной дезориентации первичных осей дендритов и некоторому измельчению элементов дендритной структуры, что способствует повышению критических значений темпов деформации в исследованном диапазоне скоростей сварки.

10. Настоящая работа является составной частью исследований, проводимых в судостроительной промышленности с целью разработки хорошо свариваемых сплавов, обладающих высокими демпфирующими свойствами. Экономический эффект от внедрения результатов в производство составил на одном предприятии 37,5 тысяч рублей в год.

Основное содержание диссертации отражено в работах:

1. Мордынский В.Б. Оценка стойкости марганцевомедных швов против образования горячих трещин в условиях электромагнитного перемешивания сварочной ванны. - В сб. докладов Шестой научно-технической конференции НТО Машпром. - Калуга, 1980, с. 108-110.

2. Мордынский В.Б., Вайнерман А.Е., Чумакова И.В. Повышение качества сварных соединений из марганцевомедных сплавов. - В сб.: Повышение качества и эффективности сварочного производства на предприятиях г. Москвы. - М.: МНТП, 1980. - с. 94-98.

3. Мордынский В.Б., Голубев В.Н., Сарварова Л.Н. Фазовые превращения в околосварочной зоне сварных соединений из марганцевомедных сплавов. - Сварочное производство, 1981, № 6, с. 9-11.