Math-Net.Ru

Общероссийский математический портал

О. В. Соснин, А. В. Громова, Э. В. Козлов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов, Закономерности эволюции дислокационных субструктур в сталях при усталости, *Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки*, 2004, выпуск 27, 185–192

DOI: <https://doi.org/10.14498/vsgtu301>

Использование Общероссийского математического портала Math-Net.Ru подразумевает, что вы прочитали и согласны с пользовательским соглашением

<http://www.mathnet.ru/rus/agreement>

Параметры загрузки:

IP: 52.23.180.231

26 апреля 2023 г., 15:26:33

Р и с. 8. Зависимость $I(\tau)$ для случаев, представленных на рис.7

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК:

1. Ш.Ма Современная теория критических явлений. М.: Наука, 1980. 342 с.
2. Паташинский А.З., Покровский В.Л. Флуктуационная теория фазовых переходов. М.: Наука, 1982. 282 с.
3. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформаций. Киев: Наукова думка, 1989. 240 с.
4. Попов В.А., Скиданенко В.И. Физика конденсированного состояния. Харьков: ФТИНТ АИУССР, 1970. С.49-80.
5. Балеску Р. Равновесная и неравновесная статистическая механика. Т.1. М.: Мир, 1978. 442 с.
6. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика. Т.Х. Физическая кинетика. М.: Физматлит. 2001. 332 с.
7. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика. Т.V. Статистическая физика. Ч.1. М.: Физматлит. 2001. 360 с.
8. Зубарев Д.Н., Морозов В.Г., Репке Г. Статистическая механика неравновесных процессов. М.: Физматлит. 2002. 362 с.

УДК 539.37

О.В. Соснин, А.В. Громова, Э.В. Козлов, Ю.Ф. Иванов, С.В. Коновалов

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР В СТАЛЯХ ПРИ УСТАЛОСТИ

Методом просвечивающей электронной микроскопии установлены количественные закономерности эволюции дислокационных субструктур сталей 08X18H10T, 45Г17ЮЗ, 60ГС2, подвергнутых мало - и многоциклового усталостному нагружению до разрушения.

Введение. В настоящее время имеется значительное число работ, посвященных изучению дефектной структуры, формирующейся при усталостных испытаниях различных материалов. Анализ этих данных позволяет провести определенную классификацию наблюдаемых дислокационных структур и последовательностей их эволюции с ростом числа циклов [1-5]. В этой связи выделяются три группы материалов в зависимости от величины энергии дефекта упаковки и наличия твердорастворного упрочнения.

К первой группе материалов отнесем металлы и сплавы, для малых пластических деформаций (малого числа циклов) которых характерным является хаотическое распределение дислокаций и дислокационных петель малого диаметра. Это алюминий и некоторые сплавы на его

основе (малоцентрированные твердые растворы), некоторые типы аустенитных сталей, деформированных при высоких температурах [6-8].

Типичными представителями второй группы материалов являются: медь, никель, латунь М8, некоторые другие сплавы со средним значением энергии дефекта упаковки, аустенитные стали (типа 316 L, AISI – SAE316) [9-12].

Третий класс материалов – это металлы и сплавы с низким значением дефекта упаковки и, как правило, высоким твердорастворным упрочнением. К ним следует отнести некоторые нержавеющие стали, латуни, сплавы системы Cu-Al и т.п. Низкая энергия дефекта упаковки и высокое твердорастворное упрочнение (и/или значительный ближний порядок) в этих материалах способствует локализации скольжения в первичных плоскостях и затрудненности их перехода в другие плоскости скольжения [13-14].

Дислокационные структуры, образующиеся при небольшом числе циклов, значительно различаются. Тем не менее, с увеличением числа циклов во всех материалах развивается характерная полосовая структура - полосы устойчивого локализованного сдвига. Субструктура внутри полос может быть различной в зависимости от типа материала. Границы полос и, в особенности, их стыки часто становятся местами зарождения усталостных трещин (рис.1).

Превращения в дислокационной структуре, которые реализуются в процессе усталостных испытаний, имеют характер «фазового перехода» в дефектной подсистеме и происходят, как правило, при достижении некоторой определенной («критической») плотности дислокаций. Установлено при этом, что стадии кривой усталости связаны с субструктурными превращениями. Связь стадий деформации с субструктурными превращениями оказывается общим свойством, характеризующим как активную деформацию, так и циклические нагрузки.

Несмотря на значительное количество исследований, посвященных изучению дислокационной структуры при усталостных испытаниях, необходимо констатировать, что наиболее детально изучены чистые металлы, особенно медь. Очень мало исследований, выполненных на ГЦК сталях. Другой момент, который следует отметить, - это, как правило, только качественный характер исследований. Количественные измерения параметров дефектной структуры выполнены на весьма ограниченном числе материалов, в основном, на чистых металлах. При этом практически отсутствуют сведения о распределении этих параметров, между тем, это весьма важно для понимания природы деформации и разрушения при усталости. Наконец, нужно констатировать, что наиболее широко в литературе представлены сведения по исследованиям дислокационной структуры ГЦК материалов, подвергнутых *многоцикловой* усталости. Изучение дефектной структуры при *малоцикловой* усталости проведено в небольшом числе работ.

Р и с. 1. Схема путей эволюции дислокационной субструктуры при усталости [8]

Материалы и методика эксперимента. В настоящей работе методом дифракционной электронной микроскопии проведены исследования эволюции дислокационных субструктур (ДСС) широко применяющихся в промышленности аустенитных сталей 08Х18Н10Т и 45Г17Ю3 и феррито-перлитной 60ГС2 при усталостных испытаниях.

Параметры циклических испытаний материалов приведены в табл.1.

Т а б л и ц а 1

Параметры циклического нагружения

Марка стали	P , МПа	f , Гц	T , °К	$N_2 \cdot 10^{-4}$	$N_1 \cdot 10^{-4}$
08Х18Н10Т	80	8	300	1.3	0.8
45Г17Ю3	20	20	300	10.2	7
60ГС2	15	10	300	7.1	5

Примечание: P – напряжение циклической нагрузки, f – частота нагружения, T – температура испытания, N_2 – число циклов до разрушения, N_1 – промежуточное число циклов, при котором проводилось измерение.

Р и с. 2. Электронно-микроскопические изображения структуры стали 08Х18Н10Т, формирующейся в зоне разрушения после малоцикловых испытаний: а-б - ячеистая, в-е – фрагментированная субструктуры

Исследования ДСС осуществляли методом дифракционной электронной микроскопии на приборе ЭМ 125, используя апробированные методики [15-17]. Вид образцов и схема нагружения не отличались от описанных в [18].

Необходимо сразу отметить, что до настоящего времени терминология, связанная с идентификацией типов субструктуры, формирующейся при усталостном нагружении, еще полностью не сложилась. Один и тот же тип субструктуры, судя по фотоснимкам и схемам, приведенным в первоисточниках, авторы часто определяют по-разному. Это затрудняет идентификацию субструктур и при необходимости здесь будут указываться все использованные названия одной и той же, на наш взгляд, субструктуры. В выборе термина для идентификации субструктуры мы будем придерживаться сложившейся терминологии, используемой для описания дефектных структур, формирующихся при активной пластической деформации. Достаточно широкое распространение и устойчивость терминологии обозначения дефектных субструктур в значительной степени обеспечены работами Конева Н.А. и Козлова Э.В. с соавторами [6, 7]. Подход к классификации субструктур, развитый в этих работах, дает возможность анализа литературных данных по изучению субструктур и закономерностей их эволюции применительно к усталостным испытаниям.

Результаты и их обсуждение. В результате предварительной термомеханической обработки в обеих аустенитных сталях формируется широкий набор дислокационных субструктур. Наблюдаются зерна, содержащие хаотически распределенные дислокации (дислокационный хаос), и зерна, имеющие упорядоченную дислокационную субструктуру – сетчатую и фрагментированную. При этом фрагментированная субструктура, в свою очередь, содержит внутри себя либо хаотически распределенные дислокации, либо сетки. В стали 08Х18Н10Т основной является хаотическая субструктура (рис.2), занимающая ~0,8 объема материала; в стали 45Г17ЮЗ – фрагментированная (~0,7 объема материала) (рис.3).

Р и с. 3. Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры, формирующейся в стали 45Г17ЮЗ в результате усталостных испытаний ($N = 7 \cdot 10^4$ циклов): *а* – сетчатая дислокационная субструктура; *б* – фрагментированная дислокационная субструктура; *в, з* – анизотропные фрагменты; *а, б* – область материала, подвергнутая максимальному нагружению; *в, з* – на расстоянии ~800 мкм от максимально нагруженной области материала.

Интересной особенностью дислокационной субструктуры стали 08Х18Н10Т является наличие в исходном состоянии большого количества дислокационных петель вакансионного ти-

188

па. В связи с этим следует отметить роль точечных дефектов в формировании дислокационной субструктуры стали. В стали 08X18H10T, точечные дефекты которой конденсировались с образованием дислокационных петель и не принимали участия в перестройке дислокационной субструктуры, сформировалась структура дислокационного хаоса. В стали 45Г17ЮЗ преобладающим типом дислокационной субструктуры являются фрагменты, в формировании которых, очевидно, активную роль играли точечные дефекты.

Зерна, независимо от типа дислокационной субструктуры, содержат большое число изгибных экстинкционных контуров, что указывает на упруго-пластический изгиб материала. При этом изгибу-кручению в большинстве случаев подвергается каждое зерно целиком, т.е. причиной внутренних дальнедействующих полей напряжений является в большей степени несовместность деформации соседних зерен и их групп, чем внутризеренная дислокационная субструктура.

В стали 08X18H10T при малоциклового усталости цепочка дислокационных структур выглядит следующим образом: *хаос+сетки+фрагменты* $\rightarrow$ ($1,3 \cdot 10^4$ циклов, разрушение) $\rightarrow$ *ячейки+фрагменты*. Очевидно, на начальной стадии усталостных испытаний в объеме материала, занятого хаотической и сетчатой субструктурами, формируется ячеистая субструктура, которая, в свою очередь, при увеличении числа циклов нагружения частично превращается во фрагментированную (рис.2, 4 а).

Установлено, что в стали 45Г17ЮЗ циклическое нагружение сопровождается следующей схемой превращения дислокационной субструктуры: *фрагменты + сетки + хаос* $\rightarrow$ ($7 \cdot 10^4$ циклов) $\rightarrow$ *фрагменты + сетки* $\rightarrow$ ($10,2 \cdot 10^4$ циклов, разрушение) $\rightarrow$ *фрагменты + сетки + хаос*.

Очевидно, что на начальной стадии многоциклового нагружения хаотическая субструктура перестраивается в сетчатую. К моменту усталостного разрушения образца в зоне разрушения вновь фиксируется субструктура дислокационного хаоса, формирующаяся, по-видимому, в зернах динамической рекристаллизации, присутствующих в стали в исходном состоянии и образующихся в результате циклического нагружения. Подтверждением последнего предположения является факт снижения на стадии разрушения образца объема материала, занятого фрагментированной субструктурой (рис.2, 4 б), а также существенное измельчение зеренной структуры стали, вызванное протеканием в материале при многоциклового усталостных испытаниях динамической полигонизации и последующей рекристаллизации.

Деформирование стали сопровождается увеличением скалярной плотности дислокаций с $1,3 \cdot 10^{10}$ до $1,8 \cdot 10^{10}$ см⁻² в сетчатой субструктуре и с $0,5 \cdot 10^{10}$ до $1,1 \cdot 10^{10}$ см⁻² – во фрагментированной (табл.2). Повышение скалярной плотности дислокаций в сетчатой субструктуре сопровождается формированием слаборазориентированных полос. Эти полосы представляют собой анизотропные фрагменты, содержащие внутри себя дислокационную структуру. В структуре стали, подвергнутой испытаниям на усталость, в небольшом количестве обнаруживаются деформационные микровойники.

Т а б л и ц а 2

Характеристики дислокационной субструктуры стали 45Г17ЮЗ в исходном состоянии и в состоянии после усталостных испытаний

Состояние стали	Сетчатая субструктура				Фрагментированная субструктура			
	$\rho \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	χ , см ⁻¹			$\rho \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	χ , см ⁻¹		
		$\langle \chi \rangle$	$\chi_{пл.}$	$\chi_{упр.}$		$\langle \chi \rangle$	$\chi_{пл.}$	$\chi_{упр.}$
Исх.	1,32	394	330	64	0,52	510	130	380
N=7·10 ⁴	1,76	518	440	78	1,14	480	300	180

Примечание: ρ – скалярная плотность дислокаций, $\langle \chi \rangle = \chi_{пл.} + \chi_{упр.}$ – амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки ($\chi_{пл.}$ – пластическая, $\chi_{упр.}$ – упругая составляющие)

Испытание стали на усталость сопровождается существенным увеличением амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки областей с сетчатой дислокационной субструктурой (табл.2). При этом возрастает как упругая, так и пластическая составляющая полей напряжений. Циклическое деформирование областей стали с фрагментированной субструктурой сопровождается несколько иными процессами – несмотря на то, что скалярная плотность дислокаций, расположенных внутри фрагментов, существенно (более чем в два раза) возрастает, кривизна-кручение кристаллической решетки данных областей материала снижается. Это, оче-

видно, свидетельствует о релаксации упруго-пластических напряжений, запасенных в стали при термомеханической обработке.

В многочисленных работах показано, что в пластичных материалах границы деформационного происхождения, особенно разориентированные границы фрагментов, являются местами зарождения и распространения зародышевых микротрещин [19-22]. Поэтому вероятность зарождения микротрещин в таких дислокационных субструктурах велика.

Другим, более опасным, местом зарождения микротрещин, возникающих при усталостном нагружении аустенитной стали, являются межфазные границы γ/ε . Именно по ним преимущественно развиваются микротрещины. Причиной деформационного мартенситного $\gamma \rightarrow \varepsilon$ превращения в исследованных сталях являются дальноедействующие поля напряжений.

Р и с. 4. Диаграммы дислокационных субструктур, формирующихся в стали 08X18N10T (а) и 45Г17Ю3 (б) при малоцикловых (а) и многоцикловых (б) усталостных испытаниях: 1 – хаотическая дислокационная субструктура; 2 – сетчатая; 3 – фрагментированная; 4 – ячеистая; Р – объемная доля ДСС; N – число циклов нагружения; штрих-пунктирная прямая указывает дислокационную структуру, формирующуюся в стали на промежуточной стадии нагружения.

Источниками дальноедействующих полей напряжений являются, в основном, несовместность деформации соседних зерен и их групп, а также γ - и ε -фазы.

Независимо от типа дислокационной субструктуры, с ростом количества циклов нагружения амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки стали увеличивается, достигая максимальных значений при разрушении.

В феррито-перлитной стали 60ГС2 перлитная составляющая в большинстве случаев имеет пластинчатую морфологию, в отдельных случаях обнаруживаются зерна с глобулярным цементитом, а также зерна квазиэвтектоида («квазиперлита»).

Р и с. 5. Зависимость относительного количества дислокационных субструктур в разрушенной стали 60ГС2 от расстояния до поверхности разрушения; область существования: 1 – дислокационного хаоса; 2 – сетчатой и 3 – ячеистой дислокационной субструктур.

В ферритной составляющей перлитных колоний и в зернах свободного феррита наблюдается дислокационная субструктура в виде хаоса или сеток. В первом случае скалярная плотность дислокаций не превышает $\sim 1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, во втором – составляет $\sim 7 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Отсутствие изгибных экстинкционных контуров на электронно-микроскопических изображениях структуры стали указывает на низкий уровень дальноедействующих полей напряжений в материале.

Из представленных на рис.5 результатов следует, что с увеличением числа циклов усталостного нагружения структура дислокационного хаоса, являющаяся преобладающей в исходном состоянии стали, замещается сетчатой и, далее, ячеистой субструктурой.

На стадии разрушения в слое образца толщиной $\sim 2,5 \text{ мм}$, прилегающем к зоне разрушения, фиксируется ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура. Следовательно, наблюдается энергетическая картина перестройки дислока-

ционной субструктуры стали – энергетически менее выгодные дислокационные субструктуры сменяются энергетически более выгодными.

Разрушение материала, т.е. фиксирование точки отсчета, позволило проследить за изменением дислокационной субструктуры по мере удаления от поверхности разрушения. Из представленных на рис.5 результатов следует, что скалярная плотность дислокаций в ферритной составляющей стали заметно снижается по мере удаления от поверхности разрушения. Обращает на себя факт неустойчивого поведения данного параметра структуры стали, что может быть связано с неустойчивостью дислокационной субструктуры по отношению к возможному разогреву стали в момент разрушения образца. Очевидно, что снижение величины скалярной плотности дислокаций связано с их аннигиляцией, а также перестройкой дислокационной субструктуры. Действительно, изменение скалярной плотности дислокаций закономерным образом отразилось и на состоянии дислокационной субструктуры стали: по мере удаления от поверхности разрушения объемная доля материала, занятого ячеистой и сетчатой субструктурами снижается, а хаотической – увеличивается, постепенно приближаясь к состоянию дислокационной субструктуры исходного материала.

Схематически эволюция дислокационной субструктуры и кривизны-кручения кристаллической решетки χ стали при усталостных испытаниях представлена на рис.6.

Р и с. 6. Цепочка субструктурных превращений стали 60ГС2 в условиях усталостных нагрузений без промежуточного электростимулирования. Цепочка, обозначенная значком «1», соответствует превращениям дислокационной субструктуры ферритных зерен; значком «2» – дислокационной субструктуры перлитных зерен; $\langle \rho \rangle$ - скалярная плотность дислокаций; χ – амплитуда кривизны кручения кристаллической решетки

На промежуточной стадии усталостного нагружения в материале фиксируется феррито-перлитная структура, морфологически подобная структуре исходного состояния. Усталостное нагружение привело к повышению скалярной плотности дислокаций, что способствовало эволюции дислокационной субструктуры от хаоса и сеток в исходном состоянии к клубково-сетчатой, а в отдельных случаях, к незавершенной ячеистой в нагруженных образцах. Усталостное нагружение приводит к частичному разрушению пластин цементита. Выявлены два механизма разрушения – растворение и срезание пластин. Усталостное нагружение стали сопровождается формированием в материале далекодействующих полей напряжений. Источниками полей напряжений являются стыки границ зерен феррита, границы раздела ферритного и перлитного зерен, карбидные частицы, расположенные на границах зерен феррита.

Усталостное разрушение стали сопровождается существенной эволюцией структурно-фазового состояния материала: увеличивается скалярная плотность дислокаций, измельчаются и частично растворяются пластины цементита перлитных колоний, релаксируют далекодействующие поля напряжений, что выражается в снижении линейной плотности изгибных экстинкционных контуров и уменьшении количества мест их зарождения (уменьшении числа концентраторов напряжений).

Закключение. Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии выполнен анализ эволюции дислокационных субструктур при усталостном мало - (сталь 08Х18Н10Т) и многоцикловом (стали 45Г17Ю3, 60ГС2) нагружении до разрушения. Прослежены количественные цепочки субструктурных превращений при усталостных превращениях, приводящие к разрушению.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК:

1. *Laird C. Fatigue In: Physical Metallurgy. Eds. R.W. Cahn and P. Haasen. 1966. P. 2294-2397.*
2. *Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. М.: Металлургия. 1975. 456 с.*
3. *Laird C., Charsley P., Mughrabi H. Low energy dislocation structure produced by cyclic deformation. // Mat. Sci. and Eng. 1986. 81. P. 433-450.*
4. *Kuhlmann – Wilsdorf D. Energy minimization of dislocation in low – energy dislocation structures. // Phys. stat. sol. (a). 1987. V. 104. P. 121-144.*
5. *Коцаньда С. Усталостное растрескивание металлов. М.: Металлургия. 1990. 622 с.*
6. *Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации. // Изв. ВУЗов. Физика. 1990. № 2. С. 89-108*
7. *Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И. Классификация дислокационных субструктур. // Металлофизика. 1991. Т. 13. N 10. С. 49-58*
8. *Конева Н.А., Соснин О.В., Теплякова Л.А. и др. Эволюция дислокационных субструктур при усталости. Ново-кузнецк: Изд. СибГИУ. 2001. 96с.*
9. *Winter A.T. Etching studies of dislocation microstructures in crystals of copper fatigued at low constant plastic strain amplitude. // Phil. Mag. 1973. V. 28. N 1. P. 57-64.*
10. *Antonopoulos J.G., Winter A.T. Weak-beam study of dislocations structures in fatigued copper. // Phil. Mag. 1976. V. 33. N 1. P. 87-95.*
11. *Woods P.J. Low-amplitude fatigue of copper and copper – 5 at % Al single crystals.// Phil. Mag. 1973. V. 28. P. 155-191.*
12. *Ackermann F., Kubin L.P., Lepinoux J., Mugrabi H. The dependence of dislocation microstructure on plastic strain amplitude in cyclically strained copper single crystals. // Acta met. 1984. V. 32. N 5. P. 715-725.*
13. *Фридель Ж. Дислокации. М.: Мир. 1967. 643 с.*
14. *Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. М.: Атомиздат. 1972. 599 с.*
15. *Эндрюс К, Дайсон Д., Клоун С. Электрограммы и их интерпретация. М.: Мир. 1971. 256с.*
16. *Чернявский К.С. Стереология в металловедении. М.: Металлургия, 1977. 280с.*
17. *Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 584с.*
18. *Соснин О.В., Громов В.Е., Козлов Э.В., и др. Электростимулированная малоцикловая усталость. М.: Недра, 2000. 207с.*
19. *Лихачев В.А. Физико-механические модели разрушения// Модели механики сплошной среды. Новосибирск: СО АН СССР, ИТПМ, 1983. С.255-277.*
20. *Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.*
21. *Козлов Э.В., Теплякова Л.А., Тришкина Л.И. и др. Субструктура и закономерности развития микротрещин// Прочность и разрушение гетерогенных материалов. Ленинград: ФТИ, 1990. С. 3-23.*
22. *Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. Эволюция структуры и зарождение разрушения// Современные вопросы физики и механики материалов. С.-Петербург: СПбГУ, 1997. С. 322-332.*

УДК 539.24

Л.В. Спивак, Н.Е. Скрыбина

МЕХАНИЧЕСКАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ В КОНЦЕНТРАЦИОННО-НЕОДНОРОДНЫХ СРЕДАХ МЕТАЛЛ-ВОДОРОД

Исследован деформационный отклик в неоднородном силовом поле в сплавах Pd-H, Nb-H и V-H с 30-40 ат. % водорода при нагреве в интервале температур, превышающих область существования кристаллографически упорядоченной гидридной фазы. Существенный вклад в деформационный отклик обусловлен дисторсиями, возникающими при переориентировке обогащенных водородом кластеров в градиентных силовых полях. Дополнительную механическую неустойчивость создает диффузионное перераспределение водорода по сечению материала и уменьшение концентрационной неоднородности материала по его объему.

Введение. Ранее сообщалось (см.[1]) о необычном деформационном поведении сплавов V-H при нагреве в условиях действия неоднородного внешнего поля напряжений выше температуры завершения $\alpha+\beta \rightarrow \alpha$ превращения. Это необычное поведение, если судить по диаграмме состояния V-H, заключалось в заметных микродеформациях в области существования однородного α - твердого раствора. Данные исследования носили поисковый характер и были продолжены на других сплавах, имеющих, в отличие от сплавов V-H, четко выраженную область существования спинодального распада. Естественно, что такому исследованию в первую оче