

Рахимова У.Л., Абылкалыкова Р.Б., Квеглис Л.И., Казанцева В.В.

**УВЕЛИЧЕНИЕ ОБЪЕМА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ
ЗАКАЛЕННЫХ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА 110 Г13Л**

U.L. Rakhimova, R.B. Abylkalykova, L.I. Kveglis, V.V. Kazantseva

**INCREASE IN THE VOLUME UNDER DYNAMIC LOADING TEMPERED
ALLOY SAMPLES 110 G13L**

УДК:614/78-9

В статье рассматриваются увеличение объема при динамическом погружении закаленных образцов сплава 110 г 13л.

The article discusses the increase in volume during dynamic loading of hardened alloy samples g13l 110.

Работа посвящена исследованию структуры межзеренных границ стали НО Г13Л, в которой обнаружено увеличение объема при динамическом нагружении закаленных на аустенит образцов. Исследование структуры поверхности образца проводилось методами оптической микроскопии и рентгене - структурного анализа. Обнаружено увеличение параметра решетки аустенита до 3,62 А и аномальное уменьшение параметра решетки мартенсита деформации. Параллельно структурным изменениям менялись магнитные свойства. При динамическом нагружении на поверхности стали обнаружены на некоторых участках ферромагнитные структуры. Выявлены особенности структуры зерна.

Сталь Гадфильда (НОГ 13Л) широко известна как самоупрочняющийся материал при ударном нагружении. Физико-химическая природа такого самоупрочнения до сих пор не раскрыта. Исследовали образцы стали НОГ 13Л, полученные методом электродуговой плавки и подвергнутые отжигу при температуре 800-850 °С. перед закалкой на аустенит от П50°С. Состав сплава Fe86 Mn12.8 C 1,1 контролировался методами спектрального, рентгено-спектрального флюоресцентного и химического анализов. Твердость по Бринеллю составляла более 4000 ед. после динамического нагружения (детали, из которых вырезаны образцы, работали в камнедробилке). Исследование структуры поверхности образца проводилось методами оптической микроскопии и рентгено-структурного анализа. На рис.1 показаны микрофотографии поверхности стали до и после ударного нагружения.



Рис 1. Оптические микрофотографии поверхности шлифа образца стали 110Г13Л: слева - до динамического нагружения; справа - после динамического нагружения

В аустенитных зернах видны следы пластической деформации. Явных дефектов структуры не выявлено. Компьютерный анализ размера зерна показывает, что средний балл зерна равен 4. Средний размер зерна составил 98 мкм. Область с дефектной структурой прилегает к краю образца и занимает около 1/3 его площади. По мере приближения от краев дефектной области в направлении края образца толщина межзеренной фазы увеличивается, и в дальнейшем в межзеренном пространстве начинают наблюдаться поры с размером до 50-100 мкм. Наблюдение дефектной межзеренной границы показывает наличие не только структуры Франка-Каспера, но и включений мартенситной и карбидной фаз.

Исследование микротвердости по методу Виккерса показало, что микротвердость межзеренной границы равна 4830 мПа, а микротвердость основного зерна аустенита равна 3460 мПа. После ударного нагружения образцы изменяли свое магнитное состояние. Участки, на которых непосредственно производился удар, становились намагниченными.

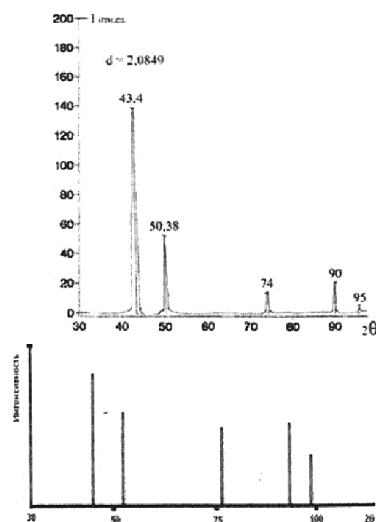


Рис.2. сверху - Рентгенограмма полученные с магнитного участка поверхности деформированного образца стали 110Г13Л от мартенсита деформации соответствует структуре Im3m (ОЦК). Внизу - Im3m, спектры ОЦК структуры

На рис.2 приведены данные рентгеноструктурного анализа. На рисунках 2 и 3 приведены картины рентгеновской дифракции с намагниченного и ненамагниченного участков поверхности деформирован-

ного образца стали 10Г13Л. Следует отметить, значительное увеличение параметра решетки аустенита до $3,62 \text{ \AA}$ и аномальное уменьшение параметра решетки мартенсита деформации.

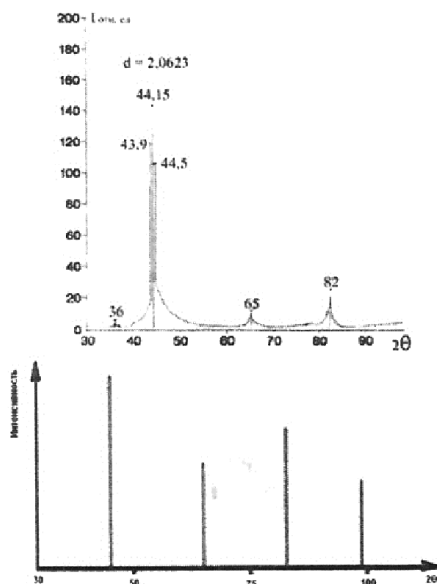


Рис.3 - вверху - Рентгенограмма полученные с магнитного участка поверхности деформированного образца стали 110Г13Л от мартенсита деформации соответствует структуре $Im\bar{3}m$ (ОЦК). Внизу - $Im\bar{3}m$, спектры ОЦК структуры

Мартенсит деформации был обнаружен в стали Гадфильда и описан в [1-2]. Автор [2] обращает внимание на тот факт, что мартенсит деформации, получаемый при динамическом нагружении, может составлять не более 1,5-2% от объема образца. С целью выяснения особенностей намагничивающихся и ненамагничивающихся участков были проведены исследования химического состава методом рентгеновского флуоресцентного анализа. Особенности структуры выявляли методом дифракции рентгеновских лучей. Различие в химическом составе не обнаружено. На деформированном участке кроме рефлексов ОЦК-фазы обнаружены дополнительные рефлексы (пик на угле 36 градусов на рисунке 3). Расшифровки данных рентгенограмм с помощью стандартных международных таблиц JCPDS-International Centre for Diffraction Data, Card # 01-1252 приведены в нижней части рисунков 2 и 3.

На границах аустенитных зерен выявляются включения фазы, имеющей тетраэдрически плотноупакованную структуру Франка-Каспера

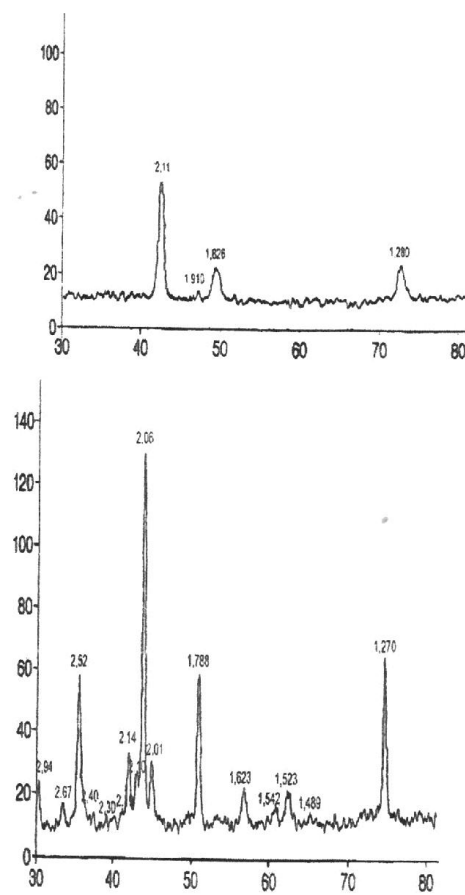


Рис. 4 Рентгенограммы стали 110ПЗЛ с величиной ударной вязкости $325 \text{ МПа}^{\circ}\text{С}$. а) от большинства участков гладкой поверхности образца, б) от темных участков.

Параллельно структурным изменениям менялись магнитные свойства. Образцы стали Гадфильда 110Г13Л имели состав $Fe_{86} Mn_{12} g C_{j2}$ были подвергнуты динамическому нагружению 3000 кг на установке испытания твердости по Бринеллю. Полученные отпечатки видны на рисунке 3.19. После деформации в некоторых участках образца появляется ферромагнитная фаза. Локальную коэрцитивную силу измеряли методом Керра. На рисунках 5.1, 5.2 приведены результаты измерений. В крутильном магнитометре измеряли величину крутящего момента для фольг, вырезанных искровым методом из образцов стали Гадфильда.

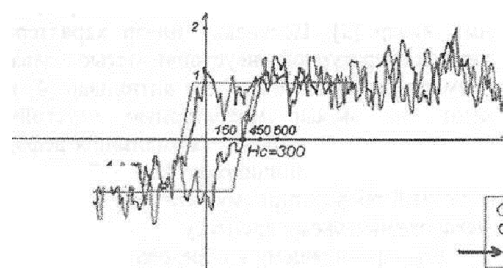


Рис. 5.1 - Измерение коэрцитивной силы вдали от отпечатков

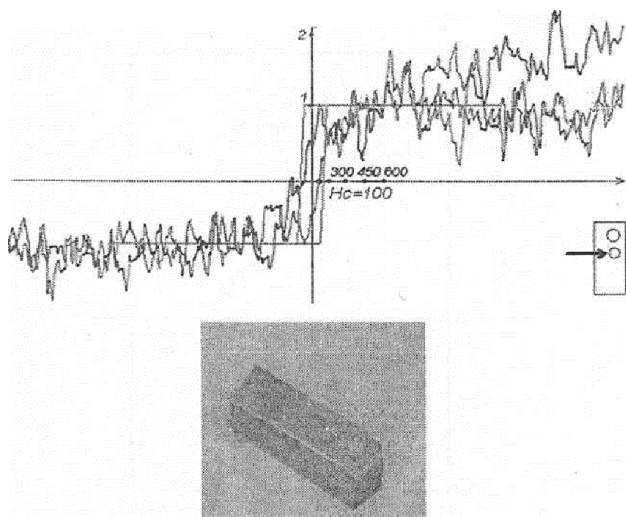


Рис.5.2 - Измерение коэфцитивной силы в отпечатков
 $L = M \cdot H \cdot \sin\theta$

Зависимость крутящего момента от от угла вращения

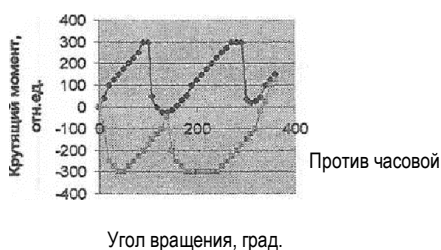


Рис. 6. Угловая зависимость крутящего момента от угла вращения фольги стали 110Г13Л в исходном состоянии

Обнаружено, что после ударного нагружения величина крутящего момента L увеличилась вдвое при тех же значениях угла вращения. В фольгах и пленках сплава Fe-Mn-C впервые обнаружена однонаправленная (обменная) анизотропия методом крутящих моментов в крутильном магнитометре. Крутящий момент вычислялся по формуле, указанной на рис. 6, где поле измерений: $H = 6$ кЭ; $\theta = 0$ - угол вращения; L - крутящий момент, отмеченный на оси ординат; M - намагниченность образца. На рисунке 6 показана кривая крутящих моментов сплава $Fe_{87}Mn_{13}C$ в поле $H = 6$ кЭ.

Сталь 110Г13Л известна как антиферромагнитный инвар [3]. Поскольку инвар характеризуется низкотемпературной неустойчивостью параметров "намагниченность-объем", то антиинвар [4] определяют как высокотемпературную неустойчивость "намагниченность-объем". Локализация деформации в контакте удара инициирует фазовый переход, аналогичный температурному переходу и соответствует механохимическому процессу

[5], проходящему с образованием из исходной аустенитной фазы следующих фаз: мартенситной, карбидной, квазикристаллической. Последняя яв-

ляется результатом двойникового кластеров Франка-Каспера FK12+FK14.

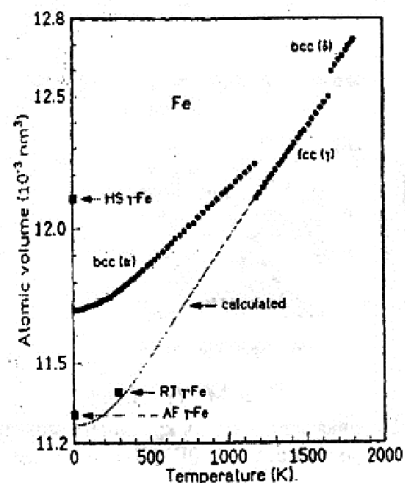
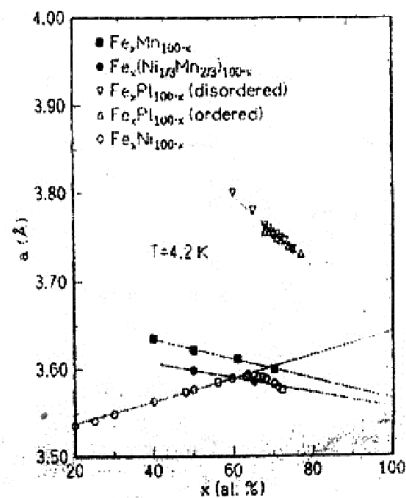


Рис. 7. Слева показана зависимость параметра решетки от содержания железа в сплавах с ГЦК решеткой; справа - температурная зависимость атомного объема для чистого железа [4].

На рис. 7 приведены зависимости параметра решетки от содержания железа в сплавах с ГЦК решеткой, а так же температурная зависимость атомного объема для чистого железа. Сопоставление этих результатов с данными рентгеноструктурного анализа (см. рис. 2-4) свидетельствует о наличии аномального поведения параметра решетки в стали Гадфильда при ударном нагружении. В последние три десятилетия на основании экспериментальных исследований обнаружено увеличение объема образцов закаленных сплавов при температурах упорядочения икосаэдрической фазы. Стабильные квазикристаллические фазы систем Al-Cu-Fe, Al-Pd-Re и Al-Pd-Mn обнаруживают наличие признаков металлического и диэлектрического поведения одновременно [7]. Кластеры икосаэдрических фаз были обнаружены в пленочных образцах Fe-Mn-C [1].

Для сравнения результатов наших экспериментов по дифракции с результатами работы [4] приведены таблицы

Таблица 1

Значения атомного объема для ОЦК и ГЦК железа

	результатами работы [4], (А ³)	Наш эксперимент, (А ³)
ГЦК	11,36	11,77
ОЦК	11,77	12,40

Таблица 2

Параметр решетки ГЦК

	результатами работы [4], (А)	Наш эксперимент, (А)
параметр решетки ГЦК	3,58	3,61

Механохимическая реакция - это явление образования новой фазы или химического соединения под действием механического удара. Оно возникает благодаря одновременному переключению химических связей и межатомным сдвигам. Результатом является понижение свободной энергии системы, состоящей из групп атомов. Такая модель

для системы возбужденных атомов была предложена в работе [8]. Мартенситный переход можно рассматривать как разновидность супер-Аррениусовской релаксации или механохимической реакции. В нашем эксперименте после механического удара был обнаружен мартенсит деформации. Согласно [2] мартенсит деформации, получаемый при динамическом нагружении, может составлять не более 1,5-2% от объема образца. Из нашего эксперимента следует, что этот объем значительно больше.

С целью выяснения структурных особенностей намагничивающихся и ненамагничивающихся участков были проведены исследования химического состава методом рентгеновского флуоресцентного анализа, анализ структуры проводили методом дифракции рентгеновских лучей. Различие в химическом составе не обнаружено. Кроме рефлексов ОЦК-фазы обнаружены дополнительные рефлексы (пик на угле 36 градусов на рисунке 3). Расшифровки данных рентгенограмм проведены с помощью стандартных международных таблиц JCPDS-International Centre for Diffraction Data, Card #01-1252 приведены в нижней части рисунков 2 и 3.

Схема 1 - Мартенситный переход в стали: а) структура ГЦК решетки аустенита, б) структура ОЦК решетки мартенсита, в) плоскость (111) ГЦК решетки совмещена с плоскостью чертежа, г) плоскость (110) ОЦК решетки, совмещенная с плоскостью чертежа

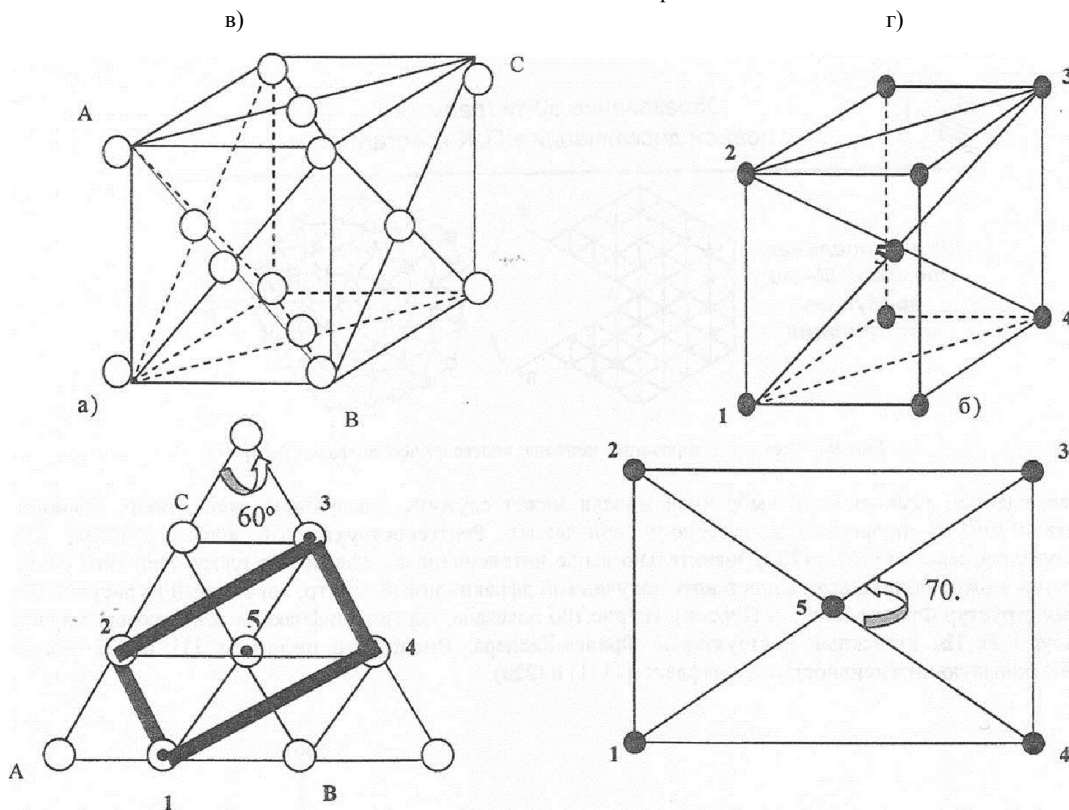


Схема мартенситного перехода иллюстрирует механизм увеличения атомного объема при переходе из ГЦК решетки в ОЦК решетку. Таким образом, увеличение объема ОЦК решетки можно объяснить с помощью мартенситного перехода.

Для того чтобы объяснить увеличение ГЦК решетки мы использовали модель, предложенную в работах [9],[10]

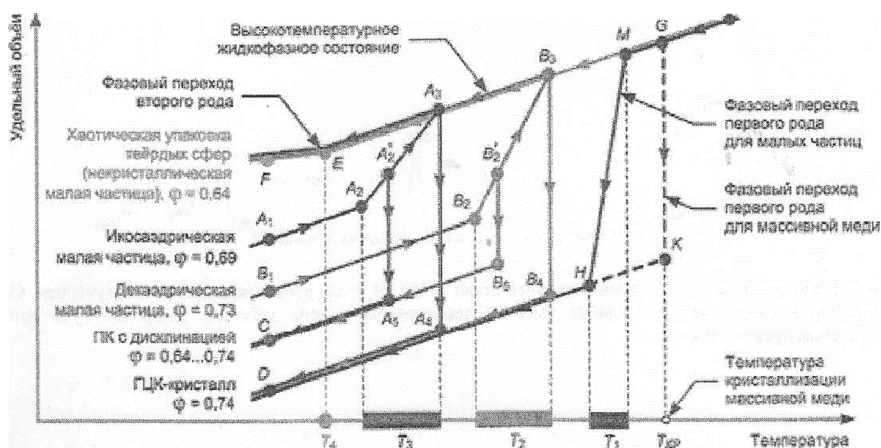


Рис.8 - Диаграмма фазовых переходов в массивном образце и в малых частицах [9]

На рис. 8 приведена диаграмма фазовых переходов в массивных образцах и в малых частицах с пентагональной симметрией. Видно, что равновесному состоянию фазы с ГЦК решеткой соответствует меньший объем, чем неравновесному состоянию с икосаэдрической структурой. Ясников И.С. предлагает схему формирования зародышей икосаэдрической фазы при образовании дисклинаций в ГЦК кристалле [9-]. На рис.9 проиллюстрирована эта схема.

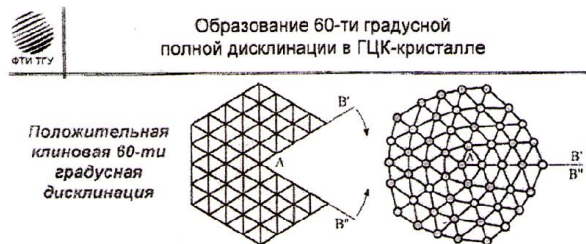


Рис. 9 - Схема формирования центров икосаэдрической фазы [9-10]

Подтверждением правильности выбранной модели может служить следующий эксперимент. Образцы фольги стали 10Г13Л подвергались лазерному облучению. Рентгеноструктурный анализ показал, что интенсивность рефлексов (311) и (222) значительно выше интенсивности рефлекса от плоскостей типа (111). Такую картину можно понять, если сопоставить полученный дифракционный спектр, показанный на рисунке 10а с картинами структур Франка-Каспера Пирсон). На рис. 10б показана картина дифракции рентгеновских лучей для структуры Fe₂Tb, относящая к структурам Франка-Каспера. Видно, что рефлексы 311 и 222 имеют значительно большую интенсивность, чем рефлексы (111) и (220).

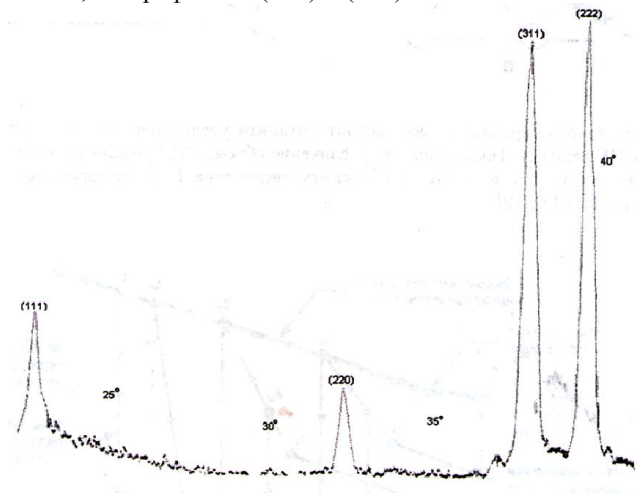


Рис. 10(а) - картина дифракции рентгеновских лучей стали 110Г13Л после обработки лазерным излучением. Снята на дифрактометре ДРОН-3 Со – излучение. Наличие высокой температуры в зоне действия лазерного луча привело к структурным и фазовым превращениям

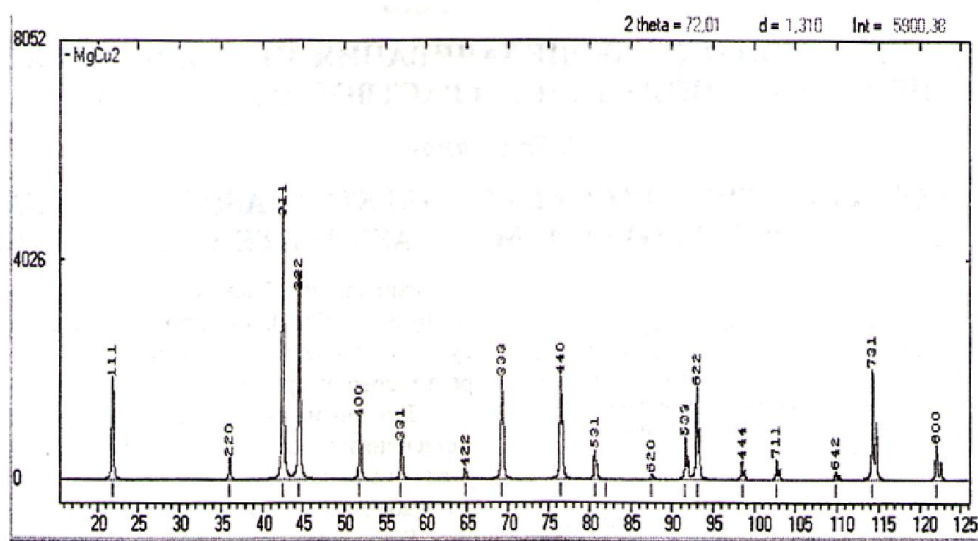


Рис. 10 (б) Спектры рентгеновской дифракции для структуры $MgCu_2$ Заключение

Таким образом, можно предположить что, аустенитная сталь Гадфильда с увеличенным параметром решетки аустенита модифицирована икосаэдрической фазой. Икосаэдрическая фаза является структурой Франка-Каспера. Она инициирует формирование структуры $P''Mn$ в сплаве Fe-Mn-C (сталь Гадфильда).

3.2 ВЫВОДЫ

- 1-Под действием механического удара, как в массивных, так и в пленочных образцах системы Fe-Mn могут происходить механохимические реакции;
- 2- Продуктами реакции могут быть как мартенсит деформации, так и квазикристаллические фазы;
- 3- Эффекты увеличения параметра решетки аустенита до 3,62 Å и аномального уменьшения параметра решетки мартенсита деформации подтверждают гипотезу о зарождении квазикристаллических кластеров процессе ударной нагрузки.

Литература:

- [1] Квеглис Л.И, Абылкалыкова Р.Б., НосоховаШ.Б. и др., Особенности структуры межзеренных границ в сплавах инварного состава на основе Fe-Mn и Fe-Ni, ж. «Накотехника», будет опубликовано в № 10, (2007).
- [2] Крянин И.Р. Повышение качества отливок из стали ПЗЛ, Государственное Научно-техническое издательство машиностроительной литературы, Москва, (1963), с.157
- [3] V.L.Sedov, O.A TsigePnik, Magnetic moments of iron atoms in Invar Fe-Ni alloys, JMMM, 183 (1998), p. 117-126
- [4] M. Acet, H. Zahres, E.F. Wassermann. High-temperature moment-volume instability and anti-Invar of γ -Fe, Phys.Rev., V. 49, 1994, N9.
- [5] John J.Oilman. Mechanochemistry, Science, Vol.274, 1996, p. 65
- [6] Седов В.Л. / Антиферромагнетизм гамма железа Проблема инвара//«НАУКА», Москва, 1987г, 127 с.
- [7]. А.Ф.Прекул, В.А. Казанцева, Е.В.Шалаева, Н.ШЦе-голихина, Письма ЖЭТФ, том 67, вып.3, стр. 190-195
- [8] Langer J.S., Lemaître A., Dinamic Model of Super-Arrhenius Relaxation in Glassy Materials // 2004, arXivxondmat/0411038v1.
- [9] И. С. Ясников, А. А. Викарчук, А. П. Воленко Термодинамические аспекты эволюции дисклинационной структуры при электроосаждении ГЦК-металлов // Материаловедение—2003.-№ 1 (70).-с. 10—15.
- [10] А. А. Викарчук, А. П. Воленко, А. Ю. Крылов, И. С. Ясников Дисклинационная модель формирования кристаллов с пятерной симметрией при электроосаждении ГЦК- металлов II Машиностроитель -2003. -№ 7. - С. 30-34.

Рецензент: профессор Квеглис Л.И.