

УДК 669.018.298(574.3)**У.А. РАХИМОВА,
Р.Б. АБЫЛКАЛЫКОВА,
Л.М. ИВЕРЛИС,
Ф.М. ПОСКОВ,
Е.М. КУЗНЕЦОВА,
В.В. КАЗАНЦЕВА****Увеличение объема при динамическом нагружении закаленных образцов сплава 110 Г13Л**

Сталь Гадфильда (110Г13Л) широко известна как самоупрочняющийся материал при ударном нагружении. Физико-химическая природа такого самоупрочнения до сих пор не раскрыта. Исследовали образцы стали 110Г13Л, полученные методом электродуговой плавки и подвергнутые отжигу при температуре 800-850 °С, перед закалкой на аустенит от 1150 °С. Состав сплава Fe86 Mn12.8 C 1,1 контролировался методами спектрального, рентгеноспектрального флуоресцентного и химического анализа. 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 рентгеноструктурного анализа.

На рисунке 1 показаны микрофотографии поверхности стали до и после ударного 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 окраин 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.

На рисунках 2 и 3 приведены картины рентгеновской дифракции с намагниченного и ненамагниченного участков поверхности деформированного образца стали 110Г13Л. Следует отметить значительное увеличение параметра решетки аустенита до 3,62 Å и аномальное уменьшение параметра решетки мартенсита деформации.

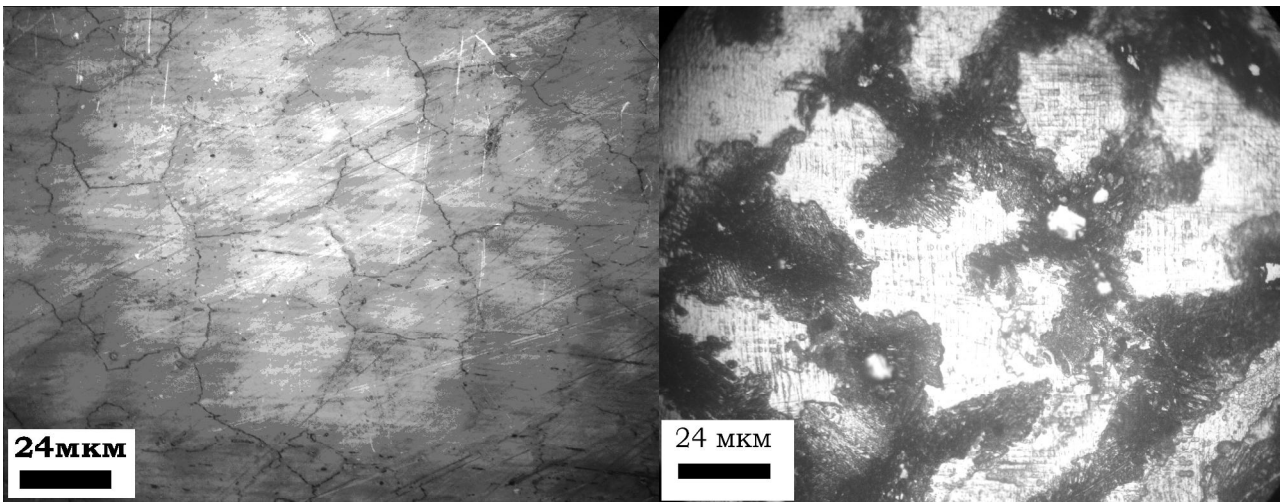


Рисунок 1 – Оптические микрофотографии поверхности шлифа образца стали 110Г13Л: (слева – до динамического нагружения; справа – после динамического нагружения)

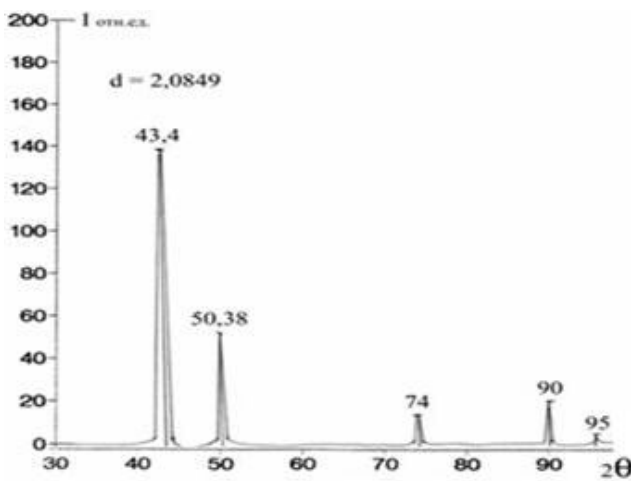


Рисунок 2 – Вверху рентгенограмма, полученная с немагнитного участка поверхности деформированного образца стали 110Г13Л с зерна аустенита и соответствует структуре Fm3m (ГЦК). Внизу Fm3m, спектры ГЦК структуры

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. Различия в химическом составе не обнаружены. 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.

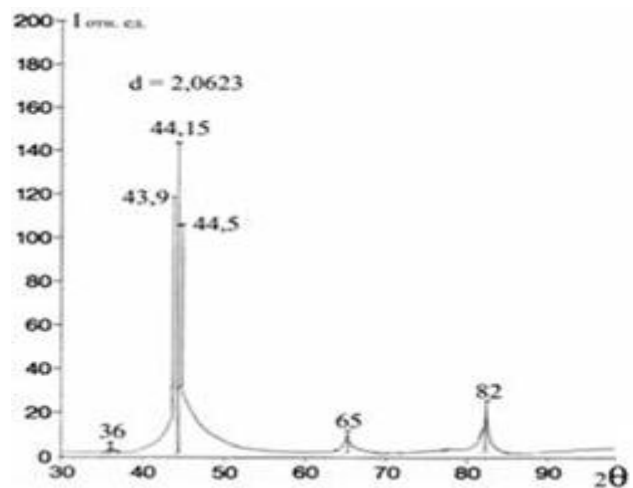


Рисунок 3 – Вверху рентгенограмма, полученная с магнитного участка, поверхности деформированного образца стали 110Г13Л от мартенсита деформации, соответствует структуре Im3m (ОЦК). Внизу Im3m, спектры ОЦК структуры

На границах аустенитных зерен выявляются включения фазы, имеющей тетраэдрически плотноупакованную структуру Франка-Каспера FK12+FK14 (рисунок 4, снизу).

Высокая степень неравновесности в процессе получения нанокристаллических материалов обуславливает формирование атомной структуры, зачастую не характерной как для равновесного массивного, так и для известных метастабильных состояний данного вещества.

Параллельно структурным изменениям менялись магнитные свойства. Образцы стали Гадфильда 110Г13Л имели состав $Fe_{86} Mn_{12,8} C_{1,2}$, были подвергнуты динамическому нагружению 3000 кг на установке испытания твердости по Бринеллю. После деформации в некоторых участках образца появляется ферромагнитная фаза. Локальную коэрцитивную силу измеряли методом Керра. В крутильном магнитометре измеряли величину крутящего момента для фольг, вырезанных искровым методом из образцов стали Гадфильда. 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: $L = M \cdot N \cdot \sin \theta$, где поле измерений: $N = 6$ кЭ; θ – угол вращения; L – крутящий момент, отмеченный на оси ординат; M – намагниченность образца.

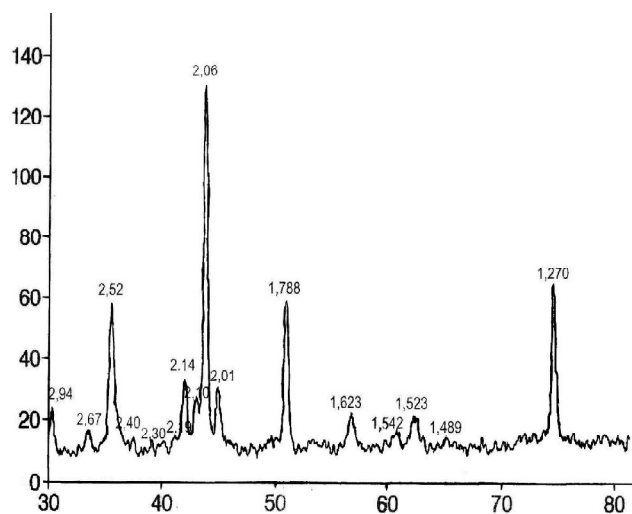
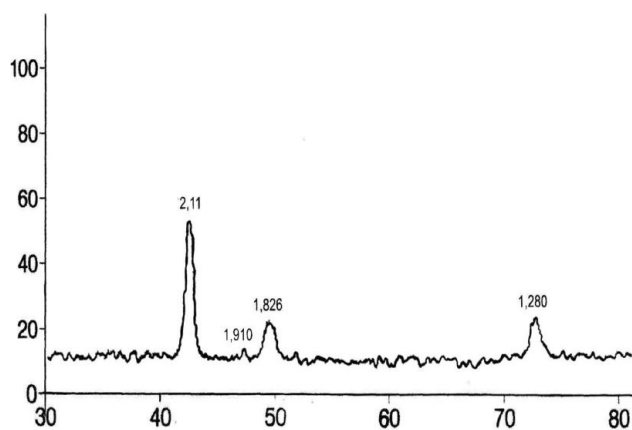


Рисунок 4 – Рентгенограммы стали 110Г13Л с величиной ударной вязкости 325 МПа*С:
а) от большинства участков гладкой поверхности образца; б) от темных участков

Сталь 110Г13Л известна как антиферромагнитный инвар [3]. Поскольку инвар характеризуется низкой температурной 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 является результатом двойникования кластеров Франка-Каспера FK12+FK14.

На рисунке 5 приведены зависимости параметра решетки от содержания железа в сплавах с ГЦК решеткой, а также 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].

Сравнение результатов наших экспериментов по дифракции с результатами работы [4] приведены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1 – Значения атомного объема для ОЦК и ГЦК железа

	По результатам работы [4], (\AA^3)	Наш эксперимент, (\AA^3)
ГЦК	11,36	11,77
ОЦК	11,77	12,40

Таблица 2 – Параметр решетки ГЦК

	По результатам работы [4], (\AA)	Наш эксперимент, (\AA)
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. 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.

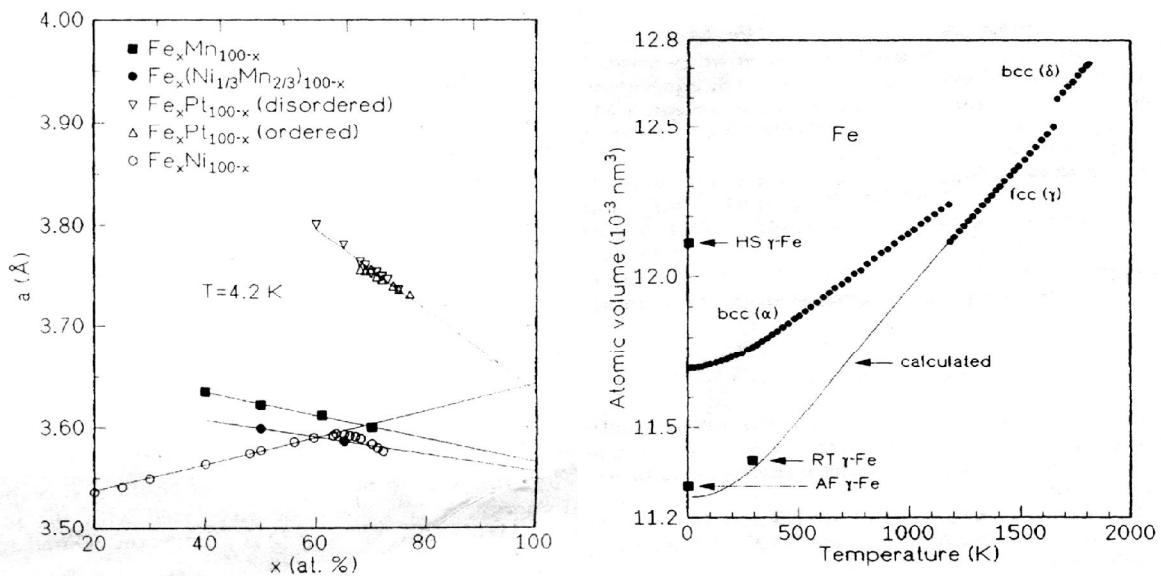


Рисунок 5 – Слева показана зависимость параметра решетки от содержания железа в сплавах с ГЦК-решеткой; справа – температурная зависимость атомного объема для чистого железа [4]

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).

При анализе диаграмм 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. И.С. Ясников предлагает схему формирования зародышей икосаэдрической фазы при образовании дисклинаций в ГЦК-кристалле. Сопоставляя данные, полученные с помощью рентгеновской и электронной дифракции, можно заключить, что в пленках $\text{Fe}_{65}\text{Ni}_{35}\text{C}$ вырастают «монокристаллиты» со структурой, в которой отсутствует дальний порядок с точки зрения структурной кристаллографии. Нанокристаллиты с осью зоны типа $[110]$ ориентированы относительно друг друга как блоки мозаики и создают

имитацию монокристалла. Исследование атомной структуры неравновесных фаз, возникающих после взрывной кристаллизации в нанокристаллических пленках CoPd , Fe_2Tb , Fe-C , Co-C , показали, что структура пленок перечисленных составов идентифицирована как Франк-Касперовская тетраэдрически плотно упакованная (кубическая фаза Лавеса). Важной особенностью такой структуры является возможность сжатия-растяжения ее элементарного объема до 30 %.

Подтверждением правильности выбранной модели может служить следующий эксперимент. Образцы фольги стали 110Г13Л подвергались лазерному облучению. Рентгеноструктурный анализ показал, что интенсивность рефлексов (311) и (222) значительно выше интенсивности рефлекса от плоскостей типа (111).

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 в процессе ударной нагрузки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Квеллис Л.И., Абылкалькова Р.Б., Носохова Ш.Б. и др. Особенности структуры межзеренных границ в сплавах инварного состава на основе Fe-Mn и Fe-Ni // Нанотехника. 2007. № 10.
2. Крянин И.Р. Повышение качества отливок из стали Г13Л. М.: Машиностроительная литература, 1963. 157 с.
3. Sedov V.L., Tsigel'nik O.A. Magnetic moments of iron atoms in Invar Fe-Ni alloys, JMMM, 183 (1998), P. 117-126.
4. Acet M, Zahres H, Wassermann E F. High-temperature moment-volume instability and anti-Invar of γ -Fe, Phys.Rev., V. 49. 1994. № 9.
5. John J.Gilman. Mechanochemistry, Science, Vol.274, 1996. P. 65.
6. Седов В.Л. Антиферромагнетизм гамма железа. Проблема инвара. М.: Наука, 1987. 127 с.
7. Прекул А.Л., Казанцева В. А., Шалаева Е.В., Щеголихина Н.И. Письма ЖЭТФ. Т. 67. Вып. 3. С. 190-195.