

М. Г. ФАГРАДЯН, Г. А. АРУТЮНЯН

О СВЯЗИ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ТРАНСФОРМАТОРНОЙ СТАЛИ С ЕЕ МАГНИТНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

Нарастающий интерес к исследованиям деформированного состояния холоднокатанной трансформаторной стали обуславливается тем, что в конечном счете свойства стали после пластической деформации влияют на особенности протекания последующих технологических операций.

Как показывают исследования [1—4], рекристаллизация холоднокатанной трансформаторной стали зависит от микроструктуры деформированного состояния, в значительной степени влияющей на тот или иной механизм зародышеобразования новых зерен. В свою очередь, вторичная рекристаллизация обуславливается особенностями образования микроструктуры первичной рекристаллизации. Изучение этих явлений приобретает особую значимость, если иметь в виду, что существует межзеренная и внутризеренная неоднородность намагничивания [5].

Проведенные нами исследования по изучению деформированного состояния трансформаторной стали и установлению изменения кривой гистерезиса в зависимости от степени деформации имеют большое практическое значение, поскольку потери на вихревые токи в образцах трансформаторной стали составляют до 75% от общих потерь [5].

Исследованию подверглись образцы в виде полосок из одной ленты размерами $280 \times 30 \times 0,35$ из промышленной трансформаторной стали бельгийской фирмы «Кокериль-Угре» с содержанием 3,5% Si. Перед испытаниями образцы отжигались в печи, в среде аргона, при температуре 700°C . Эти же образцы подвергались деформации растяжения по направлению прокатки с различными усилиями в пределах упругости и за ее пределами. При этом записывалась кривая напряжение—деформация.

Изучение именно деформации растяжения обосновывается тем, что при вырубке в штампах листового материала по направлению наибольших касательных напряжений преобладающими являются деформации сдвига, изгиба и растяжения: в волокнах материала, прилегающих к матрице и пуансону, возникают растягивающие и сжимающие напряжения.

Исследования микроструктуры деформированных образцов проводились рентгенографическим методом и методом электронной микроскопии «на просвет» тонких фольг. Рентгенограммы получались методом отражения монохроматических рентгеновских лучей от поверхности образцов, подвергшихся растяжению усилиями различной величины, на кристаллографе фирмы «Сименс». Рентгеновские снимки снимались при пос-

тоянном режиме работы кристаллографа. При этом пленки, во избежание дополнительных погрешностей, проявлялись одновременно.

Электронно-микроскопические исследования проводились на электронном микроскопе фирмы «Сименс» на тонких фольгах, изготовленных из средней части толщины исследуемых образцов.

Кривые гистерезиса записывались на фотопластинках феррометра фирмы «Сименс». При этом образцы помещались в феррометр, магнитный контур которого был замкнут через ярмо небольшим магнитным сопротивлением. Изменение напряженности магнитного поля заставляло зайчик экрана совершать движение, соответствующее зависимости $B=f(H)$, тем самым описывая кривую гистерезиса (намагничивания).

Приведенные на рис. 1 рентгенограммы соответствуют значениям усилия растяжения, изменяющимся как в пределах упругости, так и за пределами упругости. Последняя рентгенограмма снималась после разрыва образца у линии разрыва.

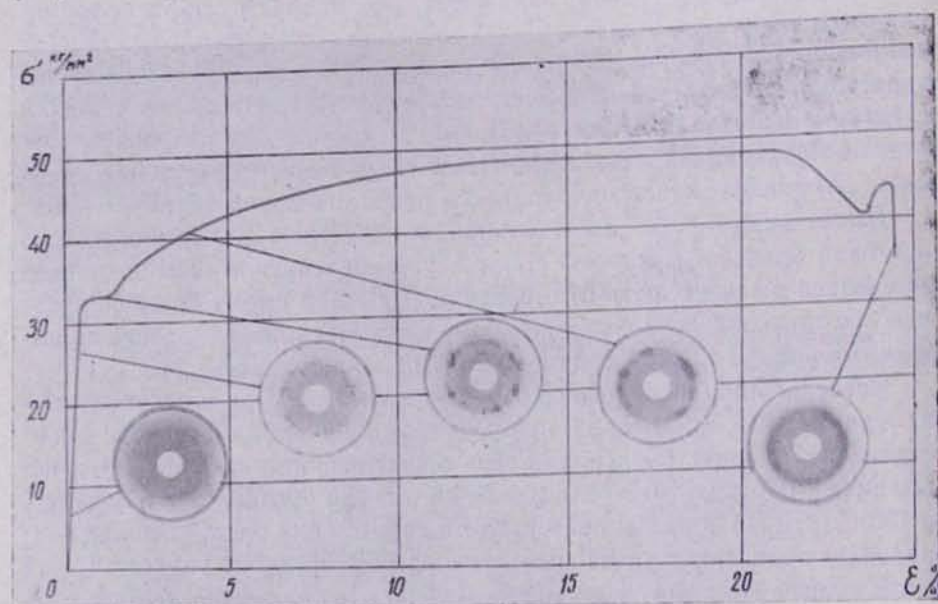


Рис. 1. Рентгенограммы деформированных образцов.

Как видно из рентгенограмм, в зависимости от степени деформации, характер распределения интенсивности на интерференционных линиях в значительной степени изменяется. На первых двух рентгенограммах, которые мало отличаются друг от друга, отчетливо видны отдельные черные точки, распределенные по различным диаметрам окружностей.

Эти рентгенограммы представляют интерес, поскольку, согласно современным теориям ферромагнетизма, упругие напряжения оказывают то или иное влияние на магнитные свойства [5].

С другой стороны, известно, что необратимые перемещения дислокаций в металле начинаются при напряжениях, значительно меньших

предела текучести. Правда, остаточная деформация при этом будет ничтожно мала (порядка тысячных долей процента) [6].

На последующих двух рентгенограммах видны отдельные участки с пониженным и повышенным почернением, что свидетельствует о неравномерном характере протекания пластической деформации в отдельных микрообъемах металла. Это явление характерно для II стадии течения — площадки текучести [6].

На последней рентгенограмме видно почти сплошное кольцо, означающее, что пластическая деформация равномерно охватывает все микрообъемы. Здесь характерным является то, что развивается поперечное скольжение и резко увеличивается число субзерен. Прямым доказательством этого является образование сплошного кольца как результат слияния дифракционных пятен, поскольку каждое субзерно дает свое дифракционное пятно.

Существование субзерен в деформированном состоянии показывает также электронно-микроскопическое изучение тонких фольг из деформированного образца. Снимки, представленные на рис. 2—5, выявляют структуру как отожженного, так и деформированного металла. На рис. 2 показана граница зерна в исходном состоянии (после отжига).

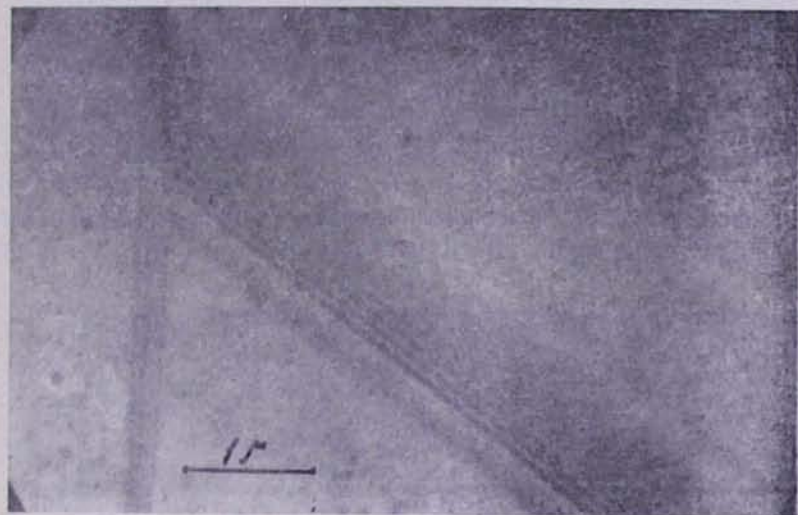


Рис. 2. Микроструктура недеформированной стали (после отжига в среде аргона).

Рис. 3 выявляет микроструктуру металла в месте разрыва образца. Этот снимок, а также последняя рентгенограмма, приведенная на рис. 1, показывают, что именно в месте разрыва образца металл подвергается наибольшей степени деформации. Структура имеет ярко выраженную дислокационную сетку с множеством субзерен, субграницы которых представляют собой полосы повышенного скопления дислокаций. Размер субзерен, определяемый по границам субграниц, составляет $0,3 \div 0,5$ мкм. Приведенная структура характерна для стадии параболическо-

го упрочнения, когда вследствие развития поперечного скольжения коэффициент упрочнения уменьшается. Этому всегда предшествует образование дислокационных переплетений, которые, образуя непрерывную сетку, затрудняют движущимся дислокациям прохождение сквозь них.



Рис. 3. Микроструктура стали (в месте разрыва образца).

Последующие снимки (рис. 4 и 5) выявляют микроструктуру менее деформированного металла на различных расстояниях от линии разрыва, в порядке увеличения этого расстояния. Как показывает рис. 4,



Рис. 4. Микроструктура стали (на близком расстоянии от линии разрыва).

структура также состоит из дислокационной сетки, но с более крупными субзернами. Причем наблюдаются, наряду с областями повышенной плотности дислокаций, субзерна, в объеме которых число дислокаций невелико и распределены они неравномерно.

Рис. 5 выявляет структуру металла, где дислокации распределены крайне неравномерно. Хорошо видна граница соседних зерен, представляющая полосу скопления дислокаций. Распределение дислокаций в областях неоднородно. Наблюдаются микроучастки, где плотность дислокаций составляет незначительную величину.



Рис. 5. Микроструктура стали (на значительном расстоянии от линии разрыва).

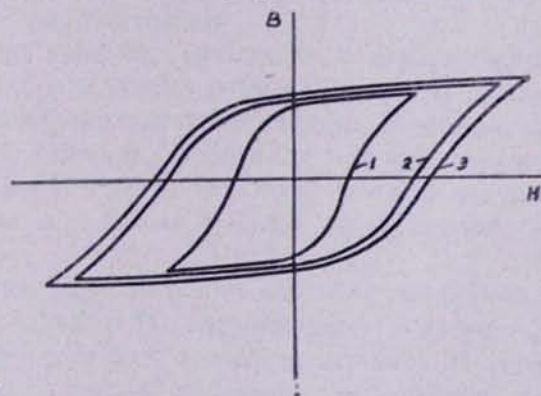


Рис. 6. Петля гистерезиса образцов при разных величинах относительной деформации ε : 1— $\varepsilon=0$; 2— $\varepsilon=2\%$; 3— $\varepsilon=20\%$.

На рис.6 представлены петли гистерезиса образцов. Эти кривые дают возможность определить основные магнитные характеристики, а также выявить зависимость напряженности магнитного поля H —магнитная

индукция В в виде кривой гистерезиса. Приведенные кривые намагничивания показывают, каким образом увеличение степени деформации и, следовательно, деформированного состояния микроструктуры металла приводит к заметному возрастанию затрачиваемой внешним источником энергии на перемагничивание образца. Как видно, при значительном увеличении напряженности магнитного поля H намагниченность (магнитная индукция B) возрастает незначительно. Это говорит о том, что при больших полях металл достигает насыщения, которое и является пределом намагничивания. Следовательно, с увеличением степени деформации образца более, чем значительно, увеличивается напряженность магнитного поля, которая необходима для получения почти одной и той же требуемой величины магнитной индукции. Из этого вытекает, что увеличение дефектов кристаллической структуры деформированного образца характеризует рост затрачиваемой энергии для намагничивания металла.

ЛИТЕРАТУРА

1. В. Е. Кочнов, В. А. Зверева и Г. С. Гребнева, ФММ, 1967, 24, 102.
2. С. С. Горелик и В. Я. Гольдштейн, ФММ, 1967, 23.
3. С. С. Горелик и В. Я. Гольдштейн, ФММ, 1968, 26, 129.
4. Т. Н. Яновская, М. М. Петяков, А. П. Шаповалов. Рекристаллизация холоднокатаной трансформаторной стали. Электротехнические стали (сб. статей), вып. 68, М., «Металлургия», 1968.
5. В. В. Дружинин. Магнитные свойства электротехнической стали. М.—Л., Госэнергоиздат, 1962.
6. Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов. М., «Наука», 1965.