オーステナイト系Ni-Cr鋼の歪時効硬化および それに附随する諸現象について

西 野 知 良*

Kazuyoshi Nishino : Strain Age-Hardening and Its Attendant Phenomena of Austenitic Ni-Cr Steel. When a heavily rolled specimen of austenitic Ni-Cr steel is bent, the hardness increases markedly beyond the expected effect of work hardening. This hardening, say, secondary work hardening, is generally obtained by slight application of a secondary working differing in type from the primary, and it is presumed that the strain age hardening and the secondary work hardening are induced by nearly the same cause, irrespective of presence and absence of the second phase, in other words, the hardening does not necessarily need a diffusion of solute atoms. The possible mechanism for the hardening may be

* 東北大学金属材料研究所 (The Research Institute for Iron, Steel and Other Metals, Tohoku Uni-

versity, Sendai)

as follows. During cold working, a large number of pile-up dislocations are formed around the barriers. After low temperature annealing, the dislocations move back and react with the other groups under the influence of the back stress originated in the pile-ups, so that they become difficult to move. The higher the dislocation density the easier the rearrangement. The martensite phase is a strong barrier, and its presence brings about a marked strain age hardening.

(Received October 21, 1961)

I. 結 言

マルテンサイトが介在する場合、および介在しない場合のオーステナイト鋼の歪時効硬化が非常に類似していることは前報告に述べた通りである。また、単相の場合は銅固溶体合金の歪時効硬化の性状とよく類似している⁽¹⁾。銅固溶体合金では従来、面心立方型の特殊性および溶質原子の拡散を根拠とし、短範囲規則格子の生成⁽²⁾、積層欠陥への溶質原子の偏析⁽³⁾または G.P. 帯の生成⁽⁴⁾ などによつて説明されて来た。

炭素鋼の 150°C 以下に見られる歪時効硬化はコッレル機構によるとされている。一方、150~350°C の範囲に起こる硬化はその性状が面心立方型の固溶体合金の場合と著しく類似している⁽⁵⁾。同様の硬化は、純金属、熱的に安定なアルミナ粒子を含む分散型合金⁽⁶⁾⁽⁷⁾ にも認められる。従つて、固溶体合金の歪時効硬化に対する溶質原子の効果を改めて評価し直す必要があると考える。オーステナイト鋼の歪時効硬化を検討するに当つて、まず単相および 2 相の場合の比較をする必要がある。オーステナイト鋼は炭素鋼とちがつて単相および 2 相のいずれでも歪時効硬化が顕著であるから、両者を比較し易い。以上の観点から、まず、オーステナイト鋼の歪時効硬化に附随する諸現象を検討した。

実験に供した試料、熱処理方法および実験方法は前報告と同様である。

II. 2 次 加 工 の 影 響

1. 加工軟化

Fig.1 は 50% 圧延加工して低温焼鈍後、1 次と同種の 2 次加工を施した場合の硬度変化を示す。2 次の圧延加工が進展するにつれて、一旦軟化し、ほぼ低温焼鈍前の硬度まで降下している。この加工軟化は銅固溶体合金および高炭素鋼⁽⁵⁾ の場合と全く同様である。そしてこの両合金では、バウシinger 効果の挙動と硬度変化とがほぼ対応している。オーステナイト鋼の場合、前報告に述べたように、バウシinger 効果の実験ができなかつたが、上記 2 合金と同様の傾向にあると推量される。加工軟化現象は歪時効硬

化の著しい合金のすべてに認められるようである。

2. 2 次 加工 硬化

1 次加工と異種の 2 次加工を施した場合には、同種の場合より硬度変化が複雑である。

Fig.1 Work softening of A steel.

Fig.2 は 50% 圧延加工した A 鋼の曲げ加工による硬度変化を示す。2 次の曲げ加工は硬度の測定範囲において、一次の冷間加工の条件を同一にし、硬度分布を均一にする目的で、同図の上部に示したように、約 4 mm 厚さの圧延

Fig.2 Hardness changes by bending of A steel rolled to 50% reduction.

材から試料を切りとつた。その後、電解研磨をして圧延面上の AB の長さの範囲内で硬度を測定した。第 1 次の圧延

- (1) 佐藤, 西野: 本誌, **20** (1956), 115, 704; **22** (1958), 50; **23** (1959), 232, 236.
- (2) A.C.Damask: Acta Met., **4** (1956), 215.
- (3) R.W.Cahn, R.G.Davies: Phil. Mag., **5** (1960), 1119.
- (4) 橋口: 本誌, **19** (1955), 103.
- (5) 西野, 高橋: 本誌, **26** (1960), 514, 518.
- (6) 今井, 広谷: Sci. Rep. Res. I. Tohoku Univ., **12** (1960), 168.
- (7) 西野: 投稿中

加工した状態では、硬度はほぼ均一な分布を示す(曲線 a)。その後、曲げ加工すると(曲線 b)、横軸に示す試験片の距離が零の部分、すなわち、曲げ加工の中立軸の付近では硬度変化が少ないが、距離、すなわち歪量の増すにつれて硬化し、ついで軟化する。この硬化、すなわち 2 次加工硬化は銅固溶体合金⁽¹⁾および炭素鋼⁽⁷⁾にもあり、そして炭素鋼と同様に引張部分より圧縮部分に著しい。2 次加工硬化量は加工の条件にかなり左右されるが、曲げ加工による圧縮部分に著しいようである。銅固溶体合金の場合には⁽¹⁾、一次加工を線引、2 次加工を圧延、或いは引張および圧縮加工の組合せでも歪時効硬化とはほぼ同量の 2 次加工硬化が認められたが、オーステナイト鋼の場合、結果がばらつき易い。これは一原因として、試料の準備中に不測の応力がかかり易いためと思われる。その点、板材の曲げ加工は操作が簡単であり、結果がばらつかない。2 次加工後低温焼鈍すると、ほぼ 2 次加工硬化の状態の最高硬度まで上昇し、硬度分布は再び均一になる(曲線 c)。

2 次の曲げ加工の歪が増すと、2 次加工硬化について軟化が起こる。この軟化も銅固溶体合金⁽¹⁾および炭素鋼⁽⁵⁾と同様であり、軟化量はほぼ 2 次加工硬化量に一致する。炭素鋼では、2 次加工による硬度と非弾性効果とはやはりよく対応するようである⁽⁷⁾。従つて、非弾性効果に関する観点から、つぎのような推論が成り立つであろう。すなわち、1 次加工と 2 次加工が極端になされた場合には、加工の種類に特有な、著しい非弾性効果を示す加工組織が得られ、硬度は低い。1 次の加工組織が 2 次に遷移する中間段階では、硬化した状態にあると、この場合の加工組織は繊維組織を意味しているのではない。後述するように、堆積転位と、それに由来する逆応力を含む組織をいう。

Fig. 3 はオーステナイトの安定な C 鋼についての結果であり、マルテンサイトを多量に含む A 鋼とはほぼ同じ傾向を示す。

Fig. 3 Hardness changes by bending of C steel rolled to 50% reduction.

Fig. 4 は Fig. 3 の試料について、曲げ加工後、(a) 引張側の最高硬度部分、(b) 中立軸の部分、(c) 圧縮側の最高硬度の部分から得た (113) 回折線の拡がりの様子を示す。Fe の $K\alpha$ 線を用い、スリットを通して、約 0.2~0.3 mm の

孔のあいた Pb の薄板を被覆した試料にあて、背面反射法によつて得たものである。(b) の中立軸の部分、すなわち、

Fig. 4 Recordings of the (113) reflection from C steel 50% rolled and then bent.

第 1 次加工の状態では回折線の peak がはつきりしないが、(a) および (c) の 2 次加工硬化した部分では回折線はかなり明瞭になり、前報告に述べた低温焼鈍による場合と同じ傾向を示している。

Fig. 5 は A および C 鋼の硬度変化を示す。第 1 次とは異種の 2 次加工を施すと 2 次加工硬化が起こる。2 次加工

Fig. 5 Hardness changes of A and C steels.

硬化後、さらに第 1 次と同種の加工をすると軟化する。図に示した 2 次の圧縮加工は Fig. 2 に示したと同様に曲げ加工によつて得た。第 3 次の圧延加工によつて起こつた軟化は、Fig. 2 および Fig. 3 に示した 2 次加工硬化後の軟化および Fig. 1 の加工軟化と同じ傾向を示す。従つて、硬化に関しては、異種の 2 次加工は低温焼鈍処理と同じ効果をもつと考えてよいであろう。このような硬度変化は銅固溶体合金および炭素鋼⁽⁵⁾⁽⁷⁾の場合と全く同様である。

3. 2 次加工硬化とマルテンサイト量との関係

オーステナイト鋼中に介在するマルテンサイト量と 2 次加工硬化との関係を求めるために、前報告の Fig. 12 に関して行なつたと同様に圧延温度を変えて、種々のマルテンサイト量の試料を得た。Fig. 6 は A 鋼について、加工温度と 50% 圧延した場合の歪時効硬化率(曲線 a)、2 次加工硬化率(曲線 b) およびマルテンサイト量(曲線 c) との関係を示す。ここにおいて、2 次加工硬化率は Fig. 2 の曲線 (b) における最高硬度 H_1 と最低硬度 H_0 から、 $H_1 - H_0 / H_0 \times 100$ で得た。加工温度が上昇するにつれて、マルテンサイト量、2 次加工硬化率および歪時効硬化率はいずれも減少している。従つて、2 次加工硬化率とマルテンサイト量との

関係は歪時効硬化率の場合 (前報告の Fig. 12) と同様であると思われる。

Fig. 6 Relation between the temperature of cold working and the amounts of hardenings or martensite in A steel. a: strain age hardening, b: secondary work hardening.

III. 考 察

マルテンサイトが介在する場合、および介在しない場合の歪時効硬化は、程度の差異はあるが、本質的には同種のもと考えられる。オーステナイト鋼の歪時効硬化およびそのほかの合金の歪時効硬化との関係について以下に考察を試みる。ただし、ここに述べる歪時効硬化は冷間加工後再結晶温度以下の比較的高温に焼鈍した場合に起こる現象をいう。

1. オーステナイト鋼の歪時効硬化は銅固溶体合金⁽¹⁾および150~350°C範囲の炭素鋼⁽⁵⁾の歪時効硬化とほぼ同様の挙動を示す。銅固溶体合金では⁽¹⁾、特定の溶質濃度以上で歪時効硬化が著しい。これは銅合金に限らず、一般の面心立方型固溶体合金についてもいえるようである。溶質濃度が低いと、硬化ははなはだ少ないが、溶質濃度の多少にかかわらず、その性状に差異はなかつた。同様の硬化はFe, Ni⁽⁸⁾のような純金属、熱的に安定なアルミナ粒子を含む分散型合金⁽⁶⁾⁽⁷⁾、またはMg合金⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾にも起こる。また、単相だけでは硬化が少なくても、それに第二相が細かく分散していると (たとえば炭素鋼⁽⁵⁾またはアルミナ分散型合金⁽⁶⁾⁽⁷⁾)、単相の場合よりも硬化がかなり顕著になる。単相および二相合金について比較してみると、一般に後者の硬化量が大きく、そして加工度の増加につれて加工の初期から増加するのに対し、前者では一般に特定の加工度以上で増加し初める。しかし、この差異は後述するように、転位に対する障害物の強さおよび、それが予め存在するか、冷間加工中に発生するかによるのであり、歪時効硬

化の本質には差異はないと考える。従つて、歪時効硬化は一般の金属および合金に共通する現象であるとしてもさしつかえないであろう。

冷間加工後低温焼鈍の状態で測定される歪時効硬化の挙動は、冷間加工状態のままで測定される種々の性質、ことに非弾性効果またはバウシinger効果の挙動によく対応していることは注目に値する。すなわち、2相の場合には歪時効硬化および非弾性効果は第2相の分散度に対してほぼ同じ挙動を呈する。また、単相、2相いずれの合金でも、両者の度合は加工度または溶質濃度に対する依存性がほぼ同様である。しかもこれらは、電気抵抗、熱起電力または比重のような物理的性質の変化にもよく対応している⁽¹⁾⁽⁵⁾。従つて、歪時効硬化の本性を知るためには、低温焼鈍に際しての変化はもちろんであるが、それにもまして、合金の冷間加工状態を重視する必要があると考える。さらに上述のように歪時効硬化は一般の合金に共通であると思われるから、固溶体合金の歪時効硬化に対する溶質原子の効果⁽²⁾⁽³⁾⁽⁴⁾を改めて評価し直す必要があろう。

2. 歪時効硬化の顕著な合金は冷間加工後の加熱の際の熱膨張変化⁽¹⁾または低温焼鈍後の寸法変化⁽¹²⁾⁽¹³⁾が大きい。ただし銅固溶体合金およびオーステナイト鋼と炭素鋼では変化の方向が逆である。 α Cu-Al合金では⁽¹⁾、歪時効硬化の温度範囲で起こる熱膨張変化はほかの種々の性質の場合と同様に、Al濃度が3%以上の場合に著しく大きい。また、線引加工した α 黄銅線の表面を酸で溶解して種々の太さの試料を作り、試料軸方向の熱膨張変化を検討した結果では、線の表面層と中心層では変化がかなり違う。従つて、単にマクロ応力の弛緩に起因するのではないことを確めた。しかもこのような寸法変化は体積変化をあまりともなわない⁽¹⁾⁽¹⁴⁾。後報に述べるように、歪時効硬化は冷間加工によつて転位密度の高くなる合金に顕著であることから判断して、低温焼鈍に際し、転位の移動、再配列がかなり活発に起つていると考えられる。高加工した固溶体合金にみられるstrain markingの配列が方向的であり⁽¹⁾、後述するようにそれに直接関与と思われる転位の配列、分布も方向的であろう。以上のことから、低温焼鈍の際の顕著な熱膨張変化または寸法変化は転位の移動、再配列によると考えられる。このような寸法変化が、移動し易い転位に起因することはすでに指摘されている⁽¹³⁾。溶質濃度の低い固溶体合金では熱膨張変化が極めて少ない。従つて、冷間加工後の転位密度も低く、その配列の方向性の程度も低いと考えられよう。

固溶体合金の歪時効硬化は冷間加工条件によつて著しく変る。熱膨張変化、熱起電力の変化⁽¹⁾および後述のstrain markingの発生から推して、転位密度およびその配列と冷間加工条件との関係も同様であろう。冷間加工の種類の影響

(8) 三島, 川崎: 本誌, 16(1952), A-61, A-100, A-142.

(9) J.E. Wilson, L. Thomassen: Trans. AIME, 22(1934), 769.

(10) S.L. Couling, J.F. Pashak, L. Sturkey: Trans. ASM, 51(1959), 94.

(11) J.C. McDonald: Trans. AIME, 212(1958), 45.

(12) 関口, 稲垣: 本誌, 19(1955), 24, 28, 220, 286.

(13) 岡田, 渡辺: 本誌, 22(1958), 440.

(14) J.H. Andrew, H. Lee: J. Iron & Steel Inst., 165(1950), 145.

響について検討した結果では、与える応力が単純であるか、複雑であるかというほかに、冷間加工の際の試料と工具との間の摩擦の程度が転位の密度および分布に影響するようである⁽¹¹⁾。一方、2相合金、ことに炭素鋼では、冷間加工条件の影響は少ない。これは転位に対する障害物が予め存在しており、しかも冷間加工によつて、発生する堆積転位の密度が容易に飽和するためと考えられる。

3. 2次加工硬化は一般に歪時効硬化の顕著な合金に著しく、両硬化の度合はほぼ等しい。銅固溶体合金では2次加工硬化の度合は歪時効硬化と同様にある溶質濃度以上で、また、溶質濃度が高い場合にはある加工度以上で大きくなる。銅固溶体合金⁽¹²⁾およびオーステナイト鋼に関する結果では2次加工硬化処理後、低温焼鈍しても、ほとんど歪時効硬化を起こさない。そして、冷間加工後種々温度に一定時間低温焼鈍して種々の歪時効硬化の度合を有する α 黄銅を2次加工した場合、両硬化の度合の和はほぼ一定である⁽¹³⁾。このような結果および両硬化の特長がほぼ同じであり、しかも一般の金属および合金に共通な現象であることなどから、両硬化は同じ原因にもとずくと判断してさしつかえないであろう。また、硬化には種々の原因が考えられるが、2次加工の場合には溶質原子の拡散は起こり得ないであろうから、硬化は主として、転位間の干渉によるのであり、低温焼鈍の場合も同様であると考えられる。低温焼鈍に際して、溶質原子は積層欠陥への偏析など、拡散を起こすことは充分考えられるが、硬化に対しては寄与するところ少ないと考えられる。すなわち、炭素鋼における150°C以下の焼鈍によつて起こる硬化は、コッレル効果によると考えられているが、本論文で述べている硬化とはかなり性状が違う。そして、高炭素鋼では、この硬化はわずか3%位にしかすぎず、今問題にしている150~350°C範囲の硬化が20%であるのに比べて、はるかに少ない⁽⁵⁾。従つて、銅固溶体合金およびオーステナイト鋼の場合も溶質原子の効果は同程度か、またはより少ないであろう。溶質原子は低温焼鈍に際し、拡散して硬化に寄与するというよりはむしろ、冷間加工に際して転位密度を高くし、間接的に寄与すると考えた方が妥当であろう*。

4. 2相合金では、引張加工歪の増加につれてその初期から、除荷重の際の非弾性効果が顕著である。そして、炭素鋼では、セメンタイト相の体積比の多いほど、また、体積比が一定の場合には粒子の細かいほど顕著である。従つて非弾性効果は分散する粒子の周辺に堆積した転位群とそれによる逆応力に関係していると考えられよう。バウシinger効果(非弾性効果と同種と考える)についてはWooley⁽¹⁵⁾が、ハインの応力はほとんどこの効果にあずからないと推論して以来、かなり研究されて来た。この原因として、転位の線張力または転位間の反撥などもあるが、主として、堆積転位およびその逆応力で説明されている⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。

* これについては、後にAl合金の歪時効硬化に関する報告で述べる。

(15) R.W.Wooley: Phil. Mag., **353**(1953), 597.

これは、本研究の結果からも支持されるであろう。逆応力は粒子および基質の機械的性質にもよるから、合金によつて違ふのはもちろんであるが、主として粒子の大きさおよび分布に左右されると考える。

冷間加工に際して、第2相粒子は転位に対して、障害物として働き、多くの堆積転位群を作る。この群中の転位は、逆応力が作用して加工方向には移動しにくい、逆方向には非常に移動し易い状態にあると考えられる。炭素鋼の場合には⁽⁵⁾、非弾性効果の度合は10%引張歪以下で急増し、その歪以上ではほぼ一定値に達する。これは最大の逆応力が粒子または基質の機械的性質によつてきまつてしまうからであろう。オーステナイト鋼の場合には、加工につれて、マルテンサイト量が増加するのに加えて、基質の加工硬化能が大きいために飽和しないと考えられる。冷間加工によつて堆積した転位群中の転位が低温焼鈍または2次加工によつて移動しにくくなる機構としては種々あるが、この場合転位間の再配列⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾が最も重要であると考ええる。そのうち、一般的に考えられる機構としては、転位とほかの転位群との干渉がある。すなわち、転位群中の転位は逆応力の下で移動し、ほかの転位群と会合し、交切して動きにくくなる。転位が密に分布するほど、この交切は起こり易い。この反応の活性化エネルギー(W)はかなり高いが、逆応力(σ)が大きく、 $W-\alpha\sigma$ という形で減少すると思われる。ここに α は常数である。またこの反応は当然逆応力の弛緩をとめない、転位に対する加工方向の抵抗は減少するから、たとえ転位の再配列によつて、その抵抗が増加したとしても、全体としては相殺し合い、降伏点の上昇は認められないことになるであろう。

歪時効硬化および2次加工硬化後さらに2次加工すると軟化するが、これはやはり、転位の溶質原子からの解放を重視すべきでない。引張試験で除荷重後ただちに再荷重した時にみられる不連続降伏すなわち除荷重効果⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾の場合と同様に、2次加工によつて転位が上記の転位間の干渉から解放され、再び移動し易くなるためと考えられる。

5. マルテンサイトが介在しない単相の場合には、歪時効硬化は特定の加工度以上で顕著になる。銅固溶体合金の場合でも同様である⁽¹¹⁾。溶質濃度の比較的高い α Cu-Znおよび α Cu-Al合金では、熱起電力、比重、非弾性効果⁽¹⁾が約15%加工度以上で著しく変化する。strain markingも同様に急増する⁽¹⁾⁽²⁰⁾。従つて、この加工度以上で上記2相合金の第2相粒子にかかわる転位の障害物が急増すると考えてもよいであろう。すなわち、2相合金では障害物が予め存在するが、単相合金では、冷間加工の間に増加すると考えれば、両合金の極めて類似した歪時効硬化を説明

(16) A.H.Cottrell: Progr. in Metal Phys., Vol. 4 (1953), 233.

(17) S.N.Buckley, K.M. Endwhistle: Acta Met., **4** (1956), 352.

(18) H.K.Birnbaum: Acta Met., **9** (1961), 320.

(19) P.Haasen, A.Kelly: Acta Met., **5** (1957), 192.

(20) L.E.Samuel: J.Inst.Metals, **83** (1954~55), 359.

できるように思われる。単相の場合、結晶粒の小さい程歪時効硬化が大になるが⁽²¹⁾、これは 2 相合金の相境界と同様に結晶粒界が障害物になるためであろう。加工によつてあらたに生ずる障害物については後に Al 合金に関する報告で推論したいが、単結晶の加工硬化の第 2 段階で発生する障害物と同じであると考えられる。

上記の銅固溶体合金では溶質濃度が低い場合には、歪時効硬化および 2 次加工硬化の量が少ない。これは冷間加工による電気抵抗⁽⁸⁾、熱起電力、比重など上記の諸性質の変化⁽¹⁾および strain marking の発生が少ないこと⁽¹⁾⁽¹⁵⁾に符合する。従つて溶質原子の歪時効硬化に対する効果は低温焼鈍の際の拡散による転位の固着または短範囲規則格子の生成というよりはむしろ、冷間加工の際に、応力集中源となるべき転位の強力な障害物および密度の高い転位群を形成することにあるといえよう。オーステナイト鋼の場合には相の安定度の関係で溶質濃度の影響を検討できなかったが、上記と同様であると思われる。

前報告に述べた単相のオーステナイト鋼および銅固溶体合金⁽¹⁾にみられる strain marking について付言する。その本質については双晶説⁽²²⁾、凝縮した原子空孔による転位環説⁽²³⁾、および積層欠陥説⁽²⁴⁾などがあり、かなり複雑なものであるが、また、いろいろの種類があるようである。本研究で観察されたものは Samuel⁽²⁰⁾ のいう第 II および IV 型に属すると思われる。また、銅合金の strain marking と溶質濃度、加工度および加工温度との関係から⁽¹⁾⁽²⁵⁾、

strain marking は歪時効硬化と密接な関係のあることが推察される。そして、これらの関係から、marking の部分に転位の障害物が存在し、そして転位群が分布している。その結果、腐食され易くなつて観察されると考えてさしつかえないであろう。

IV. 結 論

マルテンサイトの介在する場合および介在しない場合のオーステナイト鋼の歪時効硬化に付随する諸現象を検討し、併せて硬化の機構を考察した。

(1) 歪時効硬化後第 1 次と同種の第 2 次加工をわずか施すと、加工軟化を起こす。また、圧延加工後、曲げ加工すると、銅固溶体合金および炭素鋼の場合と全く同様に、2 次加工硬化を起こす。2 次の異種加工は硬化に対して、低温焼鈍と同じ効果をもっている。すなわち、歪時効硬化および 2 次加工硬化は、いずれも主として転位間の干渉によつて起こると考えられる。

(2) オーステナイト鋼の歪時効硬化はマルテンサイトの介在する場合も介在しない場合も同じ機構による。その上、炭素鋼および銅固溶体合金の場合と全く同様である。2 相合金の場合には第 2 相粒子が冷間加工に際して転位の障害物となり、多くの堆積転位群を発生する。除荷重後には群中の転位は逆応力の影響のもとで極めて移動し易くなっている。低温焼鈍または 2 次加工によつて転位間に干渉が起こり、硬化をもたらすと考えられる。単相合金の場合には転位に対する有効な障害物は冷間加工の間に発生する。障害物および冷間加工後の転位の密度の高いほど、歪時効硬化は顕著になるであろう。溶質原子の歪時効硬化に対する効果は、低温焼鈍の際の拡散というよりはむしろ冷間加工に際して障害物および転位の密度を高くすることにあると考えられる。

(21) A. Willkins, E. S. Bunn: Copper Base Alloy, (1942), 67.

(22) C. S. Smith: Trans. AIME, **212** (1958), 574.

(23) G. Bassi: Z. Metallk., **50** (1959), 716.

(24) C. S. Barrett: Imperfections in Nearly Perfect Crystals, (1952), 97.

(25) M. Hatherly: J. Inst. Metals, **89** (1960~61), 60.