

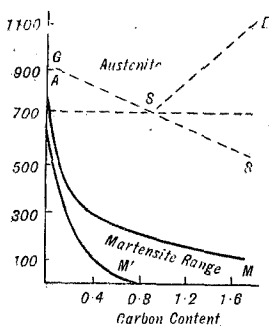
麻留田の生成 (抄譯)

[H. Carpenter, J. M. Robertson Metals, II (1939) 880]

今井勇之進譯*

譯者註：本論文は麻留田生成の機構を解明したものでは無いが本問題の究明された範囲を示すものである。所説の主要點は Ar'' 變態の進行は焼入温度にのみ依るもので時間には關係なしとするものである。これに對し E. S. Davenport and E. C. Bain 氏等に依つて屢々報告せられた等温變態曲線は Ar'' 變態が時間と共に進行する事を主張して居るが最近 A. B. Greninger, A. R. Troiano 及び M. Cohen⁽¹⁾ の諸氏は之等 2 説の折衷案を提示した。即ち Ar'' 點以下に焼入する場合その温度に相當する % の麻留田は焼入後直ちに發生してそれ以上は生成が進まず或る時間を経て後徐々に又生成の進行が再開されるとするのである (詳細は本誌別項工業抜萃参照) 然し斯る結果は已に F. Wever u. H. Hänsel⁽²⁾ 兩氏も焼入鋼の時間磁氣曲線に報告して居り E. S. Davenport⁽³⁾ 氏も已に自説を訂正して或る鋼に於ては新説を支持する實驗結果を報告し、更に R. M. Park and A. J. Herzig⁽⁴⁾ 氏等も同様な結果を述べて居る。而してこの現象は α -麻留田の焼戻される温度範圍に於て明瞭であるがこれは濱住教授もその著書⁽⁵⁾ に述べて居る。如く麻留田生成に内力の影響の重大さを暗示するものであらう。

大洲田が臨界冷却速度を超えて速に冷却されると正常變態温度範圍を何等の變態なしに經過しそれが安定でない温度に於ても無變態の儘で残る。一旦この状態に達すると低温の爲に一般に冷却速度が遅くなるか又は中止されるかするが持來たされた大洲田即ち残留大洲田がこゝで如何に變化するか問題である。第一に最初の冷却速度が續く場合を考へると大洲田の分解は總て炭素の擴散を要するので時間の影響を受ける譯であるが冷却速度の大きい爲に正常變態温度で一旦變態が阻止されるとこの冷却速度の續く間はそれ以下の温度ではその變態は起らない。斯く過冷却された状態で起る變化 (前とは別な) は本質的に時間と無關係であるべきで従つて炭素の擴散を要せず、かかる條件を満足する變化は炭素は固溶した儘で只結晶格子が變る事のみである。かくて炭素が α -鐵内に不安定に固溶したものが生ずる。平衡状態に於ては



第 346 圖

純鐵の $\gamma \rightarrow \alpha$ への變態は 906° であるがこれに炭素が入ると γ の安定度を増し炭素 0.87% に至ると大洲田安定の温度限界は 906° から 725° 迄下げられる。

第 346 圖の GS 線である。更に炭素を過剰に加へると大洲田安定の範圍は更に低温度に達するであらう。

若し徐冷の途中 0.87% より過剰の炭素が 725° 以上

で γ から析出する事が無ければ即ち冷却速度を増さずに炭素の析出を阻止出来れば炭素の添加に依る大洲田の安定範圍は GS' 線に依つて示されるであらう。GS' 線は ES 線に沿つての炭素の析出が無い場合に γ から α の析出し初める點と考へるのであるが、この變化は α の生じた炭素 % の點から残つた γ への炭素の擴散を要する。この擴散は急冷の場合全く阻止せられて大洲田が GS' 以下でも不變化で残りこれが温度の降下と共に不安定となり轉移應力は増加しこれが大洲田の安定に及ぼす溶解炭素の影響に打勝つと鐵は炭素の析出沈澱を伴はずに面心立方格子から體心立方格子へと變化を初めるのである。この α 鐵の炭素固溶體が麻留田であるが麻留田の生成温度は炭素量に依つて異り炭素量の増すにつれて低下し大體圖の AM 線で表はされる。従つて炭素量が定まるとその麻留田生成温度 Ar'' も定まりこれは冷却速度にはあまり影響を受けない。

麻留田變態の特性

炭素を固溶したまゝで格子の變化が起り得るといふ事實に基いて大洲田も自己が安定なる温度範圍より遙か下の温度即ち AM 線上の點に至つて麻留田に變化し始めるが炭素 0.9% 以下の鋼に於ては AM' 線上の點に於て變態は完了する。又過共析鋼に於ては室温に於ても變態は完了せず大洲田を残留するのである。残留大洲田の量は炭素%と共に増加しこれは塑性變形を受けぬ限り室温に於ては無變化であるが更に温度を低下すると又麻留田への變態が進行する。與へられた鋼の大洲田 \rightarrow 麻留田變態の進行はその鋼が AM-AM' の温度範圍を冷却されるといふ點にのみ關係あり如何に速にこの温度範圍を冷却してもこの間で變態は完了する。若しこの範圍内で冷却速度を遅くすると變態速度も遅くなり冷却を中止すれば

* 東北帝國大學金屬材料研究所

(1) Trans. Amer. Soc. Metals, 28 (1940), 537.

(2) Mitt. K.-W.-I. Eisenforsch., 19 (1937), 47.

(3) Metal Progress, 37 (1939), 623.

(4) Metals & Alloys, 11 (1940), 6.

(5) 濱住松二郎, 金屬 391.

變態も中止する。従つて常溫に於ける高炭素鋼の残留大洲田は常溫以下に冷却さへすれば常に又麻留田化を始めるのである。大洲田が急冷の爲に正常の分解を阻止された場合 Ar'' 以上で冷却を中止すると矢張り分解を起すがこの分解は炭素量と溫度と時間に依る。この變態は溫度が降ると共に速度も減じ 150° に至ると非常に遅くなるがこの變態が麻留田の生成を導くものでは決してない。又麻留田は更に分解するがこれも時間と溫度に依るもので溫度の降下に依り分解速度が遅くなり又一定溫度に於ては時間と共に進行し麻留田の生成とは異なる機構である。AM-AM' 間の冷却速度は常溫に於ける鋼の組織に影響を及ぼすことは事實であるが、大洲田→麻留田の變態に關する限りは速度は問題とならない。只一定の溫度範圍を要するのである。若しある組成の大洲田が AM 線上に於て同じ組成の α -固溶體に變り初めると組成の點からはその一定溫度で變態が進行してならぬといふ理由は無いが、かかる變化は一般には冷却速度の大なる場合或る溫度範圍に於て起り冷却速度が減少するとこの範圍も減少すると考へられる。従つて麻留田の生成が冷却速度の如何に拘らず一定の溫度範圍を要する事を説明する爲には別の因子が必要である。若し AM-AM' の溫度範圍で大洲田から生ずる α -固溶體が元の大洲田より炭素含有量の少いものであるとせば勿論この變化に一定の溫度範圍を要する事が考へ得られる。即ち AM 線と AM' 線を普通の液相線と固相線の如く考へるのであつて低炭素の麻留田が生ずると共に炭素は大洲田中に入り大洲田の安定化を來し麻留田の生成が溫度と共に進行すると考へ得る。然し實際に大洲田→麻留田の變態は普通の平衡狀態圖的に考へる事は許されない。一般に鋼は麻留田の生成が始まる前に已に炭素の過飽和状態にある。然るに低炭素の α -固溶體を生ずる爲に已に過飽和の大洲田に更に炭素が擴散して行くとは考へ得られない。炭素 0.15% 以下位の低炭素鋼ならば麻留田の生成溫度が高く擴散が容易であり元來炭素% 低い爲斯る變態も生じ得る可能性なきを保し難いが高炭素鋼に於てはたとひこの變態が冷却速度によつて左右せらるゝ様な溫度範圍を持つたとしてもこの考へは受入れ難い。大洲田→麻留田變態の特質の最も可能性ある説明は組織の變化に伴ふ容積の膨脹に依つて生ずる内力の影響に依るとするものである。内力の影響説の應用は多くの場合精密な検査には役立たないであらう。故にこの場合の説明も慎重にされねばならない。 γ -鐵は α -鐵に比して密度が高いので $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態は膨脹を伴ふ。この膨脹量は純鐵の熱膨脹の冷却曲線に依つて知り得る。鋼に於ては $\gamma \rightarrow \alpha$ の正常變態には炭素の析出を伴ひこの析出は收縮を伴ふ。従つて大洲田の正常分解に依る膨脹は同素變態による膨脹と炭素析出による收

縮との差である。併し大洲田→麻留田の變態には炭素の分離が起らないのである故この場合の膨脹は同素變態の膨脹その物である。又 γ -鐵は α -鐵より膨脹係数が大きいので變態溫度が低くなるに従つて容積變化の量も大きくなり、これによつて生ずる内力も又大きく且つこれが低溫で鋼が剛い時に起るのである。今大洲田→麻留田變態に依つて生ずる内力を (i) マクロ内力 例へば試料の各部分間に働く内力、と (ii) ミクロ内力 例へば顯微鏡組織の各部分の間に存在する内力、とに分けて考へる。後者は組織の變化からのみ來るもので單純であるが前者は試料の溫度差と組織變化の間の相互反應によつて左右せられる。

マクロ内力

今圓柱狀の試料を容積變化を伴ふ變態を起さぬ様に焼入れると試料内の溫度差に依り外殻が中心部を壓縮する様に内力が働く。若し外殻が硬いと焼入溫度に於て内力の爲に焼割が入りさもなければ自分は塑性變形を受けつゝ未だ收縮し切れない中心部を包む事になる。然るに溫度の低下に伴つて中心部も收縮し常溫に達すると外部に依つて包まれた容積より小となるに至つて中心部が外部を收縮させる様に働くに至る。この種の試料に於ては焼割は焼入直後に生ずるのであり、又形の變化は圓柱が球狀に近づく様に生ずる。即ち容積に對する表面積の比を最小ならしむる様に働く、かくの如く圓柱狀の試料を焼入れる時は外殻それ自體は内部より脹力を受けるが、この脹力は麻留田變態を引起さない迄もその生成を容易ならしめて居り一旦外殻部が大洲田→麻留田變態に伴ひ膨脹をするならば急冷中變態を生じない場合とは内力の條件が反對となる。即ち外殻部に麻留田の生成が繼續せられると却つて收縮方向への力を中心部より受けるに至る。斯くして生じた麻留田の外殻部に包含せられる容積は中心部が麻留田に變化した時に占めるべき容積より少いので試料の變態完了後は割の入易い状態となる。若し麻留田の生成が壓力に抗して進行出来ぬとせば外殻部に包含せられる小容積内では中心部に大洲田が残留される傾向となる可きである。又外殻部の焼割を惹起するのは中心部の大洲田→麻留田變態である故大洲田が残留すれば焼割れも出来ない筈である。然し割れが入る事實は麻留田が壓力に抗して生成するに因るのでこれは次の事實に依つても證せられる。即ち圓柱試料を全部麻留田となる様に焼入れるとその長さが増して直徑が減少し圓柱の面が凹となり、外殻より中心部に壓力を及ぼしたことが判る。従つて他の試料に於て中心部に大洲田が残留しても外殻部からの壓力の爲だけではない。又焼入して大部分が大洲田となる圓柱に於て冷却結果中心部に張力を受けて居る

と見られる試料に於ても矢張り大部分大洲田が中心に残る場合がある。

ミクロ内力

組成の變化といふ見地より見ると異つた顕微鏡組織間に存在する内力が問題となる。今大洲田の結晶粒内に麻留田の生成が始まると大洲田粒子は膨脹せねばならない。この膨脹を許すとせば周囲の粒子がこれに従つて移動せねばならず各方向に向つて膨脹するが結局試料表面に向つて膨脹する譯である。然し變態の起つた温度は低いのでこの移動は大きい抵抗を受け試料内部に於て特に大きい。これが試料表面に於て先づ變態の生ずる一原因である。一定温度に於て麻留田生成の繼續を妨げるのは主にこのミクロ内力である。然し大洲田は麻留田より收縮係数が遙に大きい故冷却の繼續せる場合状態は大いに異なる。冷却繼續の場合は條件が難しくなるが今大洲田の收縮係数の大きいことから考へて鋼の冷却につれて試料の膨脹を來さずに麻留田の生成を繼續することも出来る。このミクロ内力と大洲田及び麻留田の收縮係数の相異が麻留田變態に一定温度ではその進行速度が遅いか又は全然中止せられ冷却中は冷却速度に比例して進行するといふ特性を與へるものである。低炭素鋼に於ては麻留田生成の温度が高い爲にミクロ内力はあまり重要でなく α -固溶體から大洲田への炭素の擴散が影響を持つて來る。

残留大洲田

第 346 圖に於て AM 及び AM' 線は鐵-炭素系状態圖の平衡を示す線とは考へられず又組織圖の相の境界としても取り得ない。AM 線は實驗に基いて種々の炭素量の鋼を焼入れた場合に麻留田の生成が始まる大體の温度を表はし、AM' 線は實驗上の基礎はあまり無いが麻留田生成が大體完了する温度を示すに過ぎない。然し實際に於ては變態が AM' 線に於ては完了せず炭素 0.4% 以下の鋼に於てすら AM' 線の下でも極く少量乍ら大洲田が残り炭素量の増加に従つてその量も多くなる。小試料で焼入條件が適當なる場合炭素 0.4% 鋼は常溫に於て約 10% の大洲田を残留し炭素 1.3% では 30~40%、炭素 1.7% に至ると 70~80% に達する。然し残留大洲田の量を左右するものは炭素量だけではなく他にも因子が考へられる。焼入前の大洲田粒子の大きさが冷却中に生ずる麻留田生成の難易に影響を與へる。他の條件が等しい場合大洲田粒子が大きくなるに従ひ麻留田生成の進行速度も遅くなり常溫に於ける分量も減じて來る。大洲田粒子が大きくなるに従つてフェライト又は波來土の生成を抑制するに必要な冷却速度は小さくなり麻留田の生成温

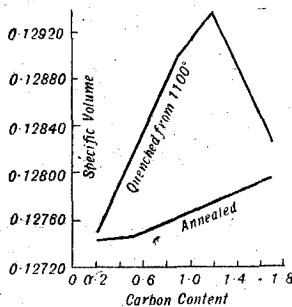
度は低くなり、生成温度範圍の通過によつて得らるゝ麻留田の量は減少する。換言すれば一定條件の下に於ては結晶粒の大きい程残留大洲田の量も多くなる。普通大洲田の結晶粒は加熱温度を高めると成長するので結晶粒子の影響は焼入温度の影響に一致する場合が多い。残留大洲田の量は冷却速度に依つても亦異なるがこの影響は豫期せられる程大でない。ある鋼の残留大洲田の量は臨界冷却速度を僅かに越えた速度で最大となりそれ以上速くなると却つて減少する。Esser & Cornelius⁽³⁰¹⁾ は 0.82% の炭素鋼の焼入に於て冷却速度を 400°/秒から 500°/秒(臨界速度)に變へる事に依り残留大洲田の量を 0% から 15% となし更に 2500°/秒に冷却速度を増すと却つて 11% に減ずるといふ結果を得た。この冷却速度を大にするとその量を減少する事は 1925 年 Mathew⁽³⁰²⁾ に依つて初めて指摘せられたものでその理由は次の如く考へられる。即ち第一に冷却速度が増加するに従つて試料内外の温度差が大きくなりマクロ内力が大きくなつて試料の表面から内部へと大洲田→麻留田の變化がよく進行する。第二に前述の如き組織變化に依るミクロ内力及びこれ等兩内力の特別な關係に依る。その他二三この現象の解明を支持すると思はれる因子も存するが吾人の納得し得る様に説明したものは未だ表はれない。残留大洲田の量が試料内の温度差や組織の變化による内力で左右されるといふ事は兎に角大洲田→麻留田變態を調製する因子の一つとして興味ある例である。要約すれば鋼を急冷すると AM 線上の點で麻留田變態を生じ始めるがそれ以後の冷却速度は生成された麻留田の焼戻には影響するが麻留田變態の速度に関する限りは本質的には影響しない。茲に影響を及ぼすのは $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態張力、麻留田生成による容積膨脹、大洲田と麻留田との收縮係数の差異試料内の温度差による内力(譯者註:之は冷却速度に影響ありと言ふ事と同意ならずや)等である。試料の變態が AM 線上に始まり温度の降下に従つて進行し常溫に達して温度降下の中止と共に中止せらるゝに至るのはこれ等諸因子の働きに因るのである。常溫に於ける残留大洲田は本質的に永續的のものであるが機械的歪力を受けると變態する傾向を有し又常溫以下に冷却すると變態を續けるが AM' 線が實際に麻留田生成の完了する温度を表はして居ないと同様 AM' 線の延長線も亦過共析鋼のそれを表はして居ない。かくて炭素 1.7% 鋼に於ては試料を液體空氣に入れた場合も常溫での残留大洲田の幾分かは尙残留するのである。

(301) Esser, Cornelius. Arch. Eisenhüttenwes., 7 (1934), 693.

(302) J. A. Mathews, Trans. A. I. M. M. E., 71 (1925), 568.

麻 留 田 の 組 成

麻留田なる言葉は初めは焼入鋼に得られる組織の型を表はすに用ゐられた。鋼の斯る組織に就て或る定まつた知識が一般に得られるに至つたのは大分後である。現在では成分と試料の形と冷却速度の如何に依つて焼入鋼はフェライト、セメントイト大洲田及びα鐵の炭素固溶體の種々の混合物が得らるゝ事が判つて居り最初麻留田と呼んだ物は種々の組織の聚合である。そこで麻留田なる言葉に二通りの用ゐ方が生じた。その一つはその構成々分に関せず或る型の組織を呼ぶに用ゐるもので現在も行はれて居り、他の一つは焼入鋼に表はれるα鐵の炭素固溶體を呼ぶものである。これは定義の相違であつて、何れも正しいが茲には後者の意味に用ゐる。従つて前者は麻留田の組織と呼ぶ。然し吾人の呼ぶ意味の麻留田が全然異議なしに受け入れられたのでは無かつた、1920年 Maurer⁽³⁰³⁾がこの説をなして以來麻留田を固溶體に非ずとするもの、α鐵に非ずとするもの等有つたが、然しX線の證明が用ゐらるゝ以前にも麻留田が固溶體なりと考ふべき多くの理由が有つた。何故ならばその高い比容積、

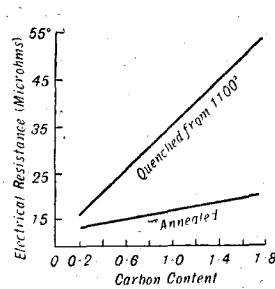


第 347 圖

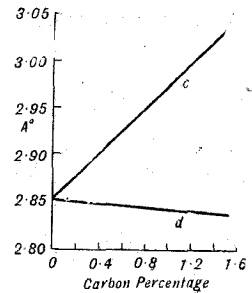
大きい電気抵抗、大きい残留磁氣と抗磁力をよく説明出来るのは固溶體の外に無いからである。炭素鋼の焼入及び焼鈍状態に於ける比容は第347圖に示す。圖の下の線はフェライトとセメントイトよりなる焼鈍鋼の炭素量の増加に依る比容積の増加を示すものでα鐵とセメントイトの比容積から計算した値によく一致して居る。上の線は麻留田又は麻留田と大洲田の混合したものゝ比容を示すもので0.9%迄は炭素量と共に急に増加しこれはα鐵と黒鉛の比容から計算したものに可成よく一致する。然し0.9~1.2%のものは大洲田の残留によりその傾斜は鈍くなり1.2%以上になると大洲田の増加の爲に比容は却つて減じて居る。焼入及び焼鈍鋼の電気抵抗を示したものは第348圖に掲げたが同じ炭素量の鋼に於てもフェライトとセメントイトの混合より成る焼鈍鋼よりも麻留田の場合が遙に高い抵抗値を示す。これに依つても麻留田をα鐵とFe₃Cの聚合物とは考へず固溶體と考へられるのである。又麻留田と大洲田は非常に性質が違ふ上にその生成には熱、容積及び磁氣の變化を伴ふのでこれはγ状態が無い事が

(303) E. Maurer, Mitt. K.-W.-I. Eisenforsch., 1(1920), 39.

知られる。X線の證明が得られる以前はこれ等が麻留田をα鐵の炭素固溶體と考へる主なる理由であつた。現在X線分析により麻留田がα鐵の炭素固溶體なることは決定的である。Westgren & Phragmen⁽³⁰⁶⁾は1922年に焼入鋼のα鐵の格子定数が炭素の増加と共に増加する事を示しこれが Seljakow, Kurdumoff, Goodtzow⁽³⁰⁷⁾及び Öhman⁽³⁰⁸⁾に依り決定付けられた。炭素の固溶體で無ければこの事は無い筈である。そして或る點から言



第 348 圖



第 349 圖

へば麻留田は他の固溶體とは異なる點もあるが、これを麻留田といふ以外になほ適當にこれ等を定義付くる言葉を吾人は知らない。Westgren⁽³⁰⁹⁾及び Wever⁽³¹⁰⁾は更に深く焼入鋼をX線的に調べα鐵と麻留田の結晶格子に差を認めずと述べ後に Fink Campbell⁽³¹¹⁾ Seljakow-Kurdumoff-Goodtzow⁽³⁰⁷⁾は麻留田が正方晶型であつてα鐵とは異ると述べて居る。そのうち本多、關戸⁽³¹²⁾兩氏 Kurdjumow, Sachs⁽³¹³⁾, Öhman⁽³⁰⁸⁾等の研究に依り麻留田が正方晶型なる事が決定せられた。Öhman⁽³⁰⁸⁾に依つて得られた焼入鋼に於ける正方晶型の格子定数は第349圖に示す通りである。炭素量の増すに伴つてCは大きくαは小さくなるがこの2線を延長して炭素0%にするとα鐵立方晶の格子定數に一致する。同様の結果は Kurdumoff & Kaminsky⁽³¹⁴⁾に依つても得られたのであつて彼等はα鐵の立方格子定數とα鐵中に炭素の固溶した正方格子定數間に不連続が無い事を示した。正方格子の發達は炭素を固溶する爲にα鐵が單に修正せらるゝに依るのである。第6章に於て純鐵のγ→α變態の機構

(306) A. Westgren, G. J. Phragmen. Iron & Steel Inst. 105 (1922), 241.

(307) N. J. Seljakow, G. V. Kurdumoff, N. T. Goodtzow. Z. Phys., 45 (1927), 384.

(308) E. J. Öhman, Iron and Steel Inst., 123 (1931), 445.

(309) A. J. Westgren, Iron and Steel Inst. 103 (1921), 303.

(310) F. Wever, Naturwiss. 12 (1924), 1106.

(311) W. L. Fink, E. D. Campbell, Trans. Amer. Soc. Steel Treating, 9 (1926), 717.

(312) K. Honda, S. Sekito, Sci. Rep. Tohoku Imp. Univ. 17 (1928), 743.

(313) G. Kurdjumow, G. Sachs, Phys. Z. 64 (1930), 325.

(314) G. V. Kurdumoff, Kaminsky, Z. Phys. 53 (1929), 697.

を述べ且つ面心立方格子 γ と體心立方格子 α は共に軸比がそれぞれ1.414と1の正方晶型と見得ること更に $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態はこの正方格子定数のCが短くなりa, bが長くなる事に依つて起ることを説明した。この變態の初めと終りに於ては面心立方格子と體心立方格子とを構成すると見做し得る様に配列するが只その中間状態に於て即ち軸比が1.414と1との間に於ては正方格子に配列すると見做し得ると言ふに過ぎない。大洲田からフェライトへの正常變態に於ては面心立方格子と體心立方格子の中間型の形に於ては鐵が存在し得ないが γ -鐵が炭素を固溶しつゝ α に變らうとすると炭素の存在が變態の完了を妨げる。斯くて麻留田の炭素含有量が増加するに従つてその格子定数は α -鐵のそれよりも増加して γ -鐵のそれに近付いて行くのである。然し1.4%炭素の固溶したもので軸比は1.068に過ぎず1.414(γ -鐵)より遙に1(α -鐵)に近いので麻留田としての鐵は α -鐵と見做されるのである。Bain⁽⁸⁴⁾も考へて居る如く $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態と同一機

構に依つて α -格子が極く少し歪められて麻留田の正方晶型の出来て居る事は上の事實より明である。 $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態に就き別な機構を Kurdjumow & Sachs^(81a)は提示したこれに依ると Bain の格子定数が收縮膨脹するといふ考へと異り旋回が起ると考へるのであるがこの考も中間的の正方晶型の形を考へたもので結局麻留田の結晶構造と同じ關係を述べたものである。Westgren & Phragmén^(80b)の證明した如く炭素は大洲田内に於ては侵入型の固溶體であつて單位格子の中心に在ると考へられる。勿論X線分析は炭素原子の位置を直接與へるもので無く只これは密度の計算と格子間隙から與へられるもので同様の考察から Öhman は麻留田に於ては一個の鐵原子が二個の炭素原子に置換せられる置換型固溶體であるとせるもその炭素原子の位置に就ては未だ結論に遠いのである。

(84) E. C. Bain, Trans. A. I. M. M. E., 70 (1924), 25.

工業拔萃

Ni を含まぬ、及び Ni 含量の少い耐酸耐蝕鋼 [R. Scherer, Metallwirtsch., 19(1940), 783] (1) 14% Cr 鋼, (2) 18% Cr 鋼, (3) 18% Cr+Mo 鋼, (4) Cr-Mn 鋼, (5) 窒素を含む大洲田鋼に就てそれぞれの性質、特徴及び用途を述べてある。(1)(2)に就ては既に知られてゐる通りである。

(3) Cr-Mo 鋼: 16% Cr 以上の Cr 鋼に 1~2% Mo を加へると化學抵抗性が著しく増し 18-8-Cr-Ni 不銹鋼に匹敵するので化學工業方面で廣く用ひられてゐる。例へば亞硫酸輸送用の導管及び容器、ベンゼン合成に於ける腐蝕性ガスの吸ひ取り用通風機、高温醋酸の如き有機酸處理用の裝置等の製造に適してゐる。しかし純地鐵組織で衝擊値が比較的低いから機械的性質の方面で常に 18-8 不銹鋼に代用し得るわけにゆかない。

(4) Cr-Mn 鋼: 15~19% Cr-9% Mn 及び 15% Cr-12% Mn の二種類がある。腐蝕性は同じ Cr 量の Cr 鋼より少し劣る。組織は地鐵を含む大洲田であるが Mn-大洲田は不安定であるので加工硬化性が著しい、故に何れの配合に於ても更に 1.5% Ni を加へ大洲田を安定にする必要がある。完全な大洲田組織にするには 15% Cr を超えないやうにし 15Cr-16Mn 或は 15Cr-12Mn-1.5Ni の配合にする、Mn 量が多いから化學抵抗性を減じ、これを高くするために Cr 量を多くすると地鐵が現はれる。Cr-Mn 鋼に對しては粒間腐蝕を防ぐために炭化物を造る元素 Ti, Nb 等を添加することは出来ない、これ等の元素の添加は同時に地鐵を生じ、地鐵量が増すと熔接せる場合に地鐵の脆化のために靱性の減少が起るからである。但し Ni を加へて純大洲田組織にしたものに對しては Ti, Nb 等を加へて粒間腐蝕に耐へるやうに出来る。この理由から約 4% Ni を加へた Cr-Mn 鋼

もある。Cr-Mn 鋼は Cr 鋼よりも機械的性質、特に靱性が大で従つて加工性がよから Cr 地鐵鋼では機械的性質が不十分であり化學的要求は Cr-Mn 鋼の使用を許すやうな條件、即ちよい耐蝕性を必要とするが耐酸性は小でもよい所に代用される、例へば食料品工業の如き方面である。新しい用途は冷凍工業の方面で、次表に示すやうに Cr-Mn 鋼は低温で非常に靱性が良いのが利用せられるのである。

低温に於ける有溝衝擊値 mkg/cm²

鋼	+20°	-183°	-253°
13% Cr 鋼	3.3	0.7	—
18-8 鋼	26.4	17.1	14.4
9Mn-17Cr	20.6	9.6	8.1
13Mn-15Cr-1.5Ni	24.7	23.1	21.8
18Mn-10Cr	33.6	31.2	22.0

(5) 窒素を含む大洲田鋼: N は大洲田を著しく安定にするもので Cr-Ni 鋼に對しても Cr-Mn 鋼に對しても同様であり、殊に Cr-Mn 鋼に N を加へると加工硬化性が著しく減じ、適量の N 添加は 1.5% Ni 添加と同じ働きをする。故に大洲田鋼に於ける Ni を大洲田の特性を失ふことなしに N で置換することが出来る。又 N 添加は γ 界域を廣くするから大洲田量を増す作用もあり、例へば 25Cr-4Ni 鋼は 30% 大洲田+70% 地鐵より成るが N を添加すると逆に 70% 大洲田になる。詳しい實驗によると 0.1% N は大洲田鋼中の約 3~4% Ni と交換出来る。かくして Ni の節約が出来、Ni 含量の少い鋼が造り得るやうになつた。例へば 18Cr-3~4Ni で 18-8 と同じ機械的及び化學的性質を有するものが得られる、又 25Cr-4Ni に適量の N を加へて大洲田組織にしたものは Cr 量が高いので化學的抵抗特