熔接學會誌

第15卷 第3號

昭和21年3月

鋼の變態理論

岡田 實*

Abstract :- A NEW TRANSFORMATION THEORY OF STEEL.

By Minoru Okada.

Heat treatment of steel is one of the most important matters in productive engineering. Many authorities have already made an effort to establish the theory of transformation of steel. But these theories are not completely able to explain the phenomena of phase change of steel in both cases of quenching and slow cooling.

The author has endeavoured to certify the transformation of austenite $\rightarrow$ martensite and austenite $\rightarrow$ ferrite + cementite from different points of consideration. As a result he has proposed the following two important theories concerning the transformation.

1. A homogeneous γ solid solution is stable to A_r'' point in cooling but carbon atoms do not move to aggregate locally or to settle in compounds. In this case the austenite-martensite transformation is concluded as a single component system and an iron-carbon alloy of a certain composition is transformed from austenite to martensite at a certain temperature.

2. If it is assumed that carbon atoms in γ solid solution are allowed to move freely, they distribute themselves to keep the equal relative stability in crystals even in a transient state of transformation. In this case it is explained as the phase change of two component Fe-C system. The equilibrium diagram shows the ideal case of this change.

Theory 1 and 2 are confirmed by experimental facts. And in the case of slow cooling, carbon atoms in γ crystal move previous to a lattice change of $\gamma \rightarrow \alpha$ or separation of Fe_3C from γ solid solution. In quenching, carbon atoms can not be transferred and only a lattice change takes place at A_r'' point. This change is considered a partial equilibrium change of transformation neglecting the movement of carbon atoms whose migration is very slow compared to lattice change.

After quenching the secondary change of transformation in tempering or aging is

and reversible change

is not realized in ordinary conditions.

Dr. K. Honda has an opinion that the change of A_1 transformation is always passed through

* 阪大教授

the following steps :

and that cementite is to be separated after lattice change

According to the author's theory the carbon atom is to move in a solid solution before the lattice change and therefore the change of

and separation of Fe_3C from γ are direct ones as follows :

Dr. K. Iwase's theory that the locus of A_r'' points concerning the composition of steel, is presumed as the extension of A_3 solidus line GP , is not considered to be correct.

緒

論

鋼の變態は古來人類の生活に文化に闘争に多大の關係を有してゐる。殊にその焼入による硬化は鋼の最も顯著なる特性にして多數の科學者、技術者によつて實驗的にも理論的にも廣く且つ深く研究されてゐる。然し人智の及ばない爲と言ふか又は自然の神秘が更に深くその究明の難きを物語るものか鋼の變態理論は未だ進展の途にありと言ひ得るのである。

急冷による A_r'' 變態即ちマルテンサイト生成の過程は結晶學的考察と X 線による實驗的研究とによつて結晶格子中に於ける炭素原子の位置變化を明かにした。

又 Fe-C 系平衡狀態圖の研究によつて緩冷時の組織變化が狀態圖により明瞭に説明される様になつた。

然し A_1 變態即ち共析變化と焼入に於けるマルテンサイト生成との關聯性及び變態機構説明の理論的基盤をあたへたものは比較的少く未だ結論に

達せざる狀態であつた。

A. Sauveur^① は鋼の變態を次の如く説明してゐる。即ち $\gamma \rightarrow \alpha$ の變態は γ の結晶學的特異面 (III) 及び粒界に添ふて α 相が順次に生成するのであつてこの場合生成する α は C を過飽和に溶解してゐる。而して α は元來 γ に比して遙に C の溶解度が小さいから α になると C を析出し C は γ に吸収される。

急冷によれば結晶面に α の析出が起り徐冷に於けるウイドマン組織に似た組織を呈する。これがマルテンサイトであると説いてゐる。

W. Rosenhain^② は純同素變態説によりマルテンサイトの硬さを β 鉄を含むからであると考へてゐる。又 H. Hanemann^③ は準安定狀態圖を提出し

マルテンサイトは包析反應によりて生ずる一定組成の相を含む混合物であると考へた。G. Tam-^④mann 及び E. Scheil, S. Steinberg はマルテンサイトを歪説で解かんとしてゐる。然しその論據は薄弱である。C. A. Bain は恒温變態を研究して S 曲線を提出しオーステンパーリングの新作業面を發見した。その實用上に於ける功績は大であるが理論的確立は尙殘された問題である。

其の他歐米に於ては近年に Esser, Eilender,^⑦ Wever^⑨ 等の實驗がある。我が國でも急冷に就ては依博士^⑩の研究がある。

日本に於ては本多先生を中心として研究され寧ろ外國に比し 1 日の長を認むる理論的進歩もあつた。本多先生は 20 年前既に次の理論的見解を提出し A_1 變態は次の變化の過程を経るものとされた。

而して Ar'' はその一部の進行即ち $\gamma \rightarrow a'$ であり従つて a' は C を過飽和に固溶し結晶の歪が大で硬度も大であると説明してゐる。この説は従來學界に於ても亦實際的方面に於ても是認されてゐた。

然しこの理論では共析變化の狀態圖論的説明が困難であると共にマルテンサイトが實在の相であるに拘らず狀態圖に表はされない。又本多先生は A_1 及び Ar'' の二段變態の説明を第 1 圖實線の如き生成傾向曲線と抵抗曲線とで説明してゐる。

上式の如く考へれば A_1 變態は $x+y$ で表はされる。従つて全體の變化 ($x+y$) は一部の變化

(x) より起り難く一部變化 (x) の抵抗は全體變化 ($x+y$) の抵抗より小である。従つて Ar'' 變態は點線の如く示され A_1 と Ar'' の二段變態の説明は出來ない。即ち全體の變化と一部の變化を一つの連續曲線で表はしてゐる處に不充分な點がある。

これに對し岩瀬博士は竹内博士と共に鋼の焼入理論と稱して新に一説を提案した。

岩瀬博士の説は A_1 變態は a と Fe_3C が同時に析出するのであると言ふのみで變態の經過及び機構に就ては何等の示唆も與へてゐない。又 Ar'' は Fe_3C の析出がない時 A_3 の固相線であり格子變態點としてゐる。

更に本多先生の説で明確に説明し得ない二段變態を過冷現象として説明し熱力學的計算を行ひ界面エネルギーの觀念を入れて A_3 の固相線が格子變態點だと強調してゐる。

然し岩瀬博士の理論は根本に於て大なる誤謬に落入つてゐる。第 1 に Ar'' を GP の延長と斷定してゐることである。

じてゐたとする。これを直に T_2 まで冷却し T_2 で長く保つて平衡に達せしめたとすれば γ の組成は a_1 であり α の組成は a_2 である。

然しこの時 T_2 で析出するものが如何なるものであるか（從來一部の誤れる考へ方では q_1 の量によつて異らなければならぬ）又如何なる組成のものが析出すべきであるか分らない筈である。 T_2 が T_3 に代り急冷が徐冷に變つても平衡状態のみが考へられ變化の過程には無關係であるから析出するものの組成は同様にして表はすことは出来なしいしくとも GP 上の組成のものが析出するとは言ひ得ない。GP と GS は平衡状態に於て α と γ とに於ける炭素原子の分配律から定まる相對溶解度を示すもので GP に相當する α が析出することを意味しない。熱力學的觀點からしても途中の経過は問題にならずこの場合唯平衡状態のみが考へられてゐるのであるから GP 線に格子状態の意味を附することは誤りと言はなければならぬ。

岩瀬博士は炭素原子が動いて平衡が保れる二成分系平衡の A_3 の固相線 GP と炭素原子が急冷の爲殆ど動かずして格子變化のみを起す Ar'' の軌跡を全く同一に考へてこれを結んでゐる。然し例令 Ar'' が GP の延長上に一致しても両者は全く異なる意義を表はす線であるから同一視することは出来なしい筈である。この點で更に不合理なことは岩瀬博士は A_3 の終止點である GP と Ar'' の開始點とを結び Ar'' 終止點に就ては何等考慮してゐないのである。

第 2 に岩瀬博士は Ar'' を A_3 の過冷現象と考へてゐる。然し過冷現象は原子の自由運動により核生成の機會が出来ないか又は核が出来ても原子の定位置への補給が出来なくて結晶の成長が遅れる時に起ると考へられる。従つて過冷状態は平衡變化から連続的であつて常に結晶生成の機會をねらつてゐる貌である。それ故に冷却速度は勿論關係

し生成傾向は連続的でなければならぬ。

然るに Ar'' は A_3 から遙に低温であり結晶格子は僅に變化するのみで C 原子の移動も殆どなく變態速度は極めて早く且冷却速度に關係なく略一定温度で起るのであるから A_3 から全く自主獨立的變化と見られこれを A_3 の過冷現象と見るのは安當でない。

第 3 に岩瀬博士は濃度變化のない格子のみの變化をも二成分系變化の常態と同様に二相共存の範圍を認めてゐる。これは相則から批判されなければならぬ。

第 4 に岩瀬博士は α マルテンサイトが正方晶形であり GP 線で平衡にある α が立方晶であることを度外視して GP と Ar'' を連続せしめたことは結晶學的見地からも了解出来ない。

その他岩瀬竹内兩博士の鋼の變態理論に關する實驗研究報告中の主要なる缺點を挙げれば次の如くである。

a. Fe-Ni 系の加熱及び冷却の變態温度範圍（實驗的）の間に一線を引きこれを二成分系變態の上部限界及び下部限界として認め乍ら $\alpha + \gamma$ の共存範圍は冷却の場合に存在しなくて下部限界に達した時格子變化があるとしてゐる。然し二成分系變態を論ずるときこの説明は適當でない。

b. 兩博士は一方に於て格子變化 $\gamma \rightarrow \alpha$ が一定温度で起ることを主張してゐるが又冷却速度によつて下部限界外に於ても起ることを許容してゐる。尙兩博士の實驗結果は下部限界を越へ遙に低い温度である。即ち理論と實驗結果が矛盾してゐる。

c. 兩博士は GP と Ar'' を結ぶ實驗的證明としてマルテンサイトの生成を調べ他の多くの權威者によつて大體一致して得られてゐる實驗値から離れて GP と Ar'' の連絡を完成してゐる。然しこれは初めに GP と Ar'' を連絡して各組成の合金をその連絡線上の温度で恒温加熱をしマルテンサイトの生成を認め得たものと推定される。この

場合は勿論 C の移動を認め得るので兩博士が上記の如き實驗條件を採用したとすれば實驗結果は正しいが逆が成立しないことは明かである。上記の條件では當然測定 of 如く連絡線上に來るべきであるが GP と Ar'' が連絡することを示すのでなく寧ろ炭素原子が恒溫加熱中に移動して濃度變化を生ずることを示してゐる。

d. 熱力學的 計算上 マルテンサイト 等に関する諸常數の決定に吟味が充分でない様に思ふ。

e. 二成分系變態を認め乍ら比較的急冷の場合に於ける組成關係が第 3 圖破線 GP' , GS' の如くなることを $\gamma \rightarrow \alpha$ の場合にのみ否定してゐる。これは狀態圖の解釋を混亂せしむるものである。若し實驗が符合しない時は別の理由を追求すべきである。

要するに兩博士の焼入新理論は狀態圖の理解、過冷現象等理論的基礎が薄弱であるから承認し難い。兩博士の優秀なる多數の實驗は徒に理論との

矛盾を示すことになつてゐる。

著者(岡田實)の鋼の變態理論

- 1 研究の經過と本多、岩瀬博士及び著者の理論の要點の對照
- 2 理論 その一
- 3 理論 その二
- 4 變態經過の具體的説明
- 5 實際現象の解説例
- 6 著者の理論と一般的効果

1 研究の經過と鋼の變態理論の要點の對照

1940年頃より著者は鋼の變態理論に注目し非公式にその見解を表明した。その後 1941年日本鐵鋼協會で發表漸次理論の確實性を認め1944年10月日本金屬學會講演大會に於て公表1945年機械技術 2 月號に理論の大部を發表した。

著者の理論と本多先生及び岩瀬博士の理論を比較しその要點を記すると第 1 表の通りである。

第 1 表 鋼の變態理論の要點の對照

	A_1 變 態	A_1 變態の經過及細部機構	Ar'' 變 態	二段變態の説明及其の基礎
本多先生	$\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \alpha + Fe_3C$ $M\alpha$	1 格子變化 2 C の溶解度變化 3 C の排除 4 Fe_3C の生成	$\gamma \rightarrow \alpha'$ A_1 變態の部分的進行	生成傾向と抵抗 X線の研究
岩瀬博士	$\gamma \rightarrow \alpha$ $\gamma \rightarrow Fe_3C$	同時生成 (經過及び機構は不明)	$\gamma \rightarrow \alpha m$ 二成分系下部限界線上に於ける變化	過冷現象と熱力學的計算及實驗
岡田	$\gamma \rightarrow \alpha_t \rightarrow \alpha$ $M\alpha$ $\gamma \rightarrow Fe_3C$	1 不安定狀態の生起 2 C の移動 3 $\{\gamma \rightarrow \alpha_t \rightarrow \alpha$ $\gamma \rightarrow Fe_3C$	$\gamma \rightarrow \alpha_t$ 一成分系變化	二成分系と一成分系變態 相則と周知の事實

註 α' , $M\alpha$, αm , α_t は大體同じで正方晶形マルテンサイトを示す但し C 固溶量は異なるものを示す場合があるから注意を要する。

著者の理論は鋼の變態に關し理論的考察の基礎を確立し變態の經過及び機構を明かにし又狀態圖の解釋を明確にしたものである。

2 理 論 その 1

理論その一 均質なる γ の含有炭素が移動又は

炭化物として固定化しない時即ち濃度が一定にして變化なき時は γ はその組成の格子變態點 Ar'' まです安定である。即ち一成分系變態として Ar'' の本質を示す。二成分ではあるが此場合 C の存在は成分の數に於て省略され純金屬と同様に考へられる

により C が移動する場合の速度は拡散とは直接関係はないが拡散現象から C の移動性を推理せんとするに上村博士の拡散係数の測定値は次記の如くにして A_1 以下に於ては著しく減少し C の移動は非常に困難になるものと考へられる。

温 度	725°C	1,000°C	1,100°C	単位
C の拡散係数	7.4×10^{-11}	329×10^{-11}	1600×10^{-11}	$\text{cm}^2 \cdot \text{day}^{-1}$

725°C の係数を用ひて微細パーライト中の Fe_3C が分解して地鉄に拡散する場合地鉄の C 量が 0.8% になるに要する時間を算出するに約 1sec を要するのである。(Ni の鉄中に於ける拡散係数は 1,100°C に於て $2.5 \times 10^{-6} \text{ cm}^2 \cdot \text{day}^{-1}$ で C に比し非常に小さいことが判る)。

炭素鋼に於て Ar'' 變態により生じた M_x が常溫でそのまゝ認められるのは Ar'' が 500°C 以下の溫度であつて C の移動が遅くなつた狀態と考へられる。恒溫變化をせしむる時比較的低温に於ては C の移動を行はしむるに長時間保持を要する。

要するに實驗上の諸事實から格子變化は極めて

速かでありこれに對し冷却速度は充分大にしてもマルテンサイト變化を阻止することは出来ない又冷却速度を比較的大にすれば C の移動は大部分を阻止することが出来濃度變化を生じないでマルテンサイト變化が實現するものと考へられる。換言すれば急冷の場合は C の移動は無視され純金屬の場合と同様に格子變態のみに對して平衡狀態を考へて矛盾はない。即ち Ar'' 點は内容的に考へれば格子變態のみに就て部分平衡(Partial Equilibrium)點と結論し得られ一成分系として取扱ひ得る。故に一組成の時一定溫度で變化が起ることも相則より必然的結果としてあたへられるのである。この Ar'' の軌跡は第 4 圖の點線で示すごとくであり明かに狀態圖に示することが出来又その意義が明瞭である。

3 理 論 その 2

理論その 2 C の移動を認めず時は變化の過渡狀態に於ても C は鐵結晶格子中に於ける相對安定度が等しくなる様に分布する (2 成分系の變態)

第 4 圖 GRA は上記一成分系變化として取扱ひ得る Ar'' を表はし $GSPQKE$ で通常の $\text{Fe}-C$ 二成分系

第 4 圖

の平衡狀態を表はす。然るとき a なる組成の γ を冷却する場合を考へるに C が移動しないときは濃度變化がなく一成分と考へられるから γ は Ar'' ま

で安定であり冷却速度が變つても Ar'' 以外に於て變化は出来ない筈である。然るに緩冷すると h_1 に達すれば a が現れ l' (組成 a') の組成で h_1 と平

を保つ。著者の理論では C が移動しない限り t_1 の温度では $\gamma \rightarrow M_x$ の変化は起り得ない。従つて C が $\gamma \rightarrow M_x$ の変化に先立つて移動し局部的に a'' の組成になつた時に $\gamma \rightarrow a_i (=M_x)$ になり次いで a になつて共軛相 γ と平衡して C の分配が GS 及び GP で表はされる様になると考へられる。

この結論より本多先生の説の如く γ が C を有したまゝ M_x になり溶解度変化により C が吐出されると言ふことは考へられない。又 Ar'' の軌跡は事實を表はしたものであり二成分系平衡状態圖も實驗による事實を示したものであるから二成分系變化に於ては格子變化に先立つて C が移動すると言ひ得るしその結論は全く實證的である。

格子變化も勿論順次行はれるが核の生成と見ることも出来る場合がある。然し液體から晶出するときと異り原子の運動はあまり自由でないから格子變態の特性は重視されなければならぬ。

Al-Cu 合金に於ける Cluster 生成にも同様な事實があり顯著なる變化例へば格子變化に先立つて C の局部的濃度變化が起ると考へられる。自然現象を通觀しても次の假説は肯定されるであらう即ち“萬物は不安定域より退避す”(退避則)又は“相對安定度を保持する様に分布す”

(Hypothesis of Equal relative stability)

4 變態經過の具體的説明

二成分系變化の具體的經過を示すと次の如くである。

GSP の範圍

1. γ 中に於て相對安定度に従ひ C が移動する、即ち局部的濃度變化が起る。
2. C の含有少き部分の γ が a_i に變り續いて a になる
3. C が増加した γ が共析組成に達した場合は

の共析變化をなす。

4. a の C 含有量は共軛相 γ の C 濃度に應じて變る。

ESK の範圍

1. γ 中で Fe_3C の生成傾向に應じ相對安定度に従つて C が移動する。
2. γ から Fe_3C が析出する。
3. 共析組成に達した場合は前3項と同じく共析變化をなす。

PSK 以下にして Ar'' 以上の範圍

Bain の研究せる恒溫變態の範圍にして高温ではパーライトを生じ保持温度が $400^\circ C$ 以下の場合にはベイナイトを生じその中間では屑狀の Nodular troostite とベイナイトの混合組織になる。然しこの時は Ar'' 以上であるから初めに C が移動することを認めねばならぬ。

今 Fe_3C の析出が後れるときは a と γ の平衡は GP , GS の延長で示される。 γ が不安定になるに従つて C が移動する。高温でパーライトを形成する場合は C の移動は鐵の單位格子50位より1000以上にわたつて行はれ Fe_3C と地鐵の屑が出来る。然もパーライトの時は多く結晶粒界から發達して行くが温度が低く充分この經過をとり得ない時は Nodular troostite の如く結晶粒界の一點或は非金屬介在物を中心として放射狀に發達する更に低温で C 原子の移動が局部に制限をうけるときは γ の格子面に析出する。

ベイナイトの生成は次の如くなる。

1. C の移動により局部的濃度變化を生ずる。
2. C 濃度がその温度の Ar'' 線になれば $\gamma \rightarrow a_i (=M_x)$ になる。
3. C 濃度が Fe_3C 形成に充分になれば γ 格子から Fe_3C が析出する。
4. a_i 即 M_x はその温度で保持される時 $a + Fe_3C$ に分解する。即ち焼戻或は時効變化と同じ經過をとる。

結局ベイナイトは常溫に於ては γ から析出した

Fe_3C と M_x から變化した α と M_x から析出した Fe_3C とを組織中に含んでゐる譯である。

Ar'' 以下の範圍

Ar'' は上記の如く一成分系と見做し得る格子變態點であり周知の事實から反應は急速に完了することが判る。尙 Ar'' より低い溫度でも M_x は不安定で α に變り Fe_3C を析出する。

焼戻に於ける變化

焼入により Ar'' を通過せしめたものは M_x でこれは低温再加熱即ち焼戻しを行ふと

になる。

5 實際現象の解説例

1. マルテンサイト生成の溫度範圍⁽²⁾

高温から冷却中一部に二成分系變化をしようとして C が移動し濃度の局部的變化を生ずる。しかし冷却速度が或る程度速いときはその儘 Ar'' 點まで γ が保持され濃度の低い部分は高温で、濃度の高い部分は低温で $\gamma \rightarrow \alpha_i (M_x)$ の變化をなす。故に恰も二成分系の溫度範圍の如く見えるのである

2. 殘留オーステナイト

一組成の高炭素鋼を焼入する場合油焼入の方が水焼入より冷却速度が遅いのに拘らず殘留オーステナイトが多いことはよく知られてゐるがこれも上記の C の局部移動から説明出来る。即ち急冷の場合は C の濃度變化が少く殆ど一定溫度で (Ar'' の溫度範圍がなく) 變態を完了する。然し油焼入の如く C の濃度變化が起り易い場合は相當高濃度部を生じその部分の Ar'' が常溫以下になつてオーステナイトが殘留するのである。

その他多くの現象が簡単に説明され岩瀬、竹内兩博士の多數の實驗結果も著者の理論に依つて容易に説明され又逆に著者の理論の正しいことを證明してゐる。

6 著者の理論の效果

著者の理論より推論するに現在一般に認められてゐる Fe-Ni 系及び Fe-Mn 系平衡狀態圖は一成分系變化と見做して得られる線を加へらるべきであり、又その狀態圖は理論的に訂正されなければならぬ。

これに續いて特殊鋼關係の狀態圖は再吟味を要する。又鋼のみでなく Cu-Al 系等非鐵合金系の變態にも參考となる。

相對安定度の假説或は退避則として自然現象の過渡狀態の説明に一論據をあたへる。

部分平衡論の活用を促進する。

實用的方面に於ても熱處理方法の理論的確立と効果的操作方法を暗示するものである。

總 括

鋼の變態理論に就て從來の諸説を掲げ殊に本多先生及び岩瀬、竹内兩博士の所論が妥當性を缺ぐ點を指摘し著者は相則と周知事實を基礎として Ar'' を一成分系變態と見做して理論的に成立すること證明した。

この結果から A_1 變態に於ては不安定狀態の生起により C の移動が起り然る後 $\gamma \rightarrow \alpha_i \rightarrow \alpha$ 及び $\gamma \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$ の變化が起ることを示した。

これによつて Ar'' の本質即ち冷却速度に殆ど關係なく一組成のものは一定溫度で變る事實を明瞭に説明しマルテンサイトを狀態圖中に示すことを得た。

理論の適用により種々なる場合を説明し又理論の效果と適用範圍の廣汎なることをも示した。

最後に本理論を樹立する迄に幾多御忠言を寄せられた本多先生始め學界の諸先輩に對し深甚の謝意を表する次第である。

文 献

- ① A. Sauveur : Heat treatment of steel.
- ② W. Rosenhain : An Introduction to the study of physical, Metallurgy 1915.
- ③ H. Hanemann : Arch. Eisenhüttenwes. 1928/29.

- ④ G. Tammann, E. Scheil : Arch. Eisenhüttenwes. 1928/29.
- ⑤ S. Steinberg : Arch. Eisenhüttenwes. 5, 1932/31
- ⑥ C. A. Bain : Transaction A. I. M. M. E. 1930, 1932.
- ⑦ H. Esser, Eilender : Arch. Eisenhüttenwes, 4, 1930/31.
- ⑧ $\diamond$ $\diamond$ 6, 1932/33.
- ⑨ F. Wever : Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch. 1932.
- ⑩ 俵信次博士 : 鐵と鋼 No. 9, 1937.
- ⑪ 本多先生 : 東北理科報告 1919, 1922, 1925, 1928
- ⑫ 本多先生 : 講演別刷 第15號 March. 1946.
- ⑬ 岩瀬博士 : 鋼鐵學概論の進歩 p. 181, 1942
岩瀬、竹内博士 : 日本金屬學會誌 vol. 8, No. 7, 8, 9, 1944.
岩瀬博士 : $\diamond$ vol. 7, No. 6, 1943.
岩瀬博士 : $\diamond$ vol. 6, No. 8 $\equiv$ η
- vol. 7. No. 4 マテ 1942—1943.
- ⑭ 岩瀬、竹内博士 $\diamond$ vol.8, No.7, p.135, 1944.
- ⑮ $\diamond$ $\diamond$ vol.8, No.9, p.509, 1944.
- ⑯ N. Jelzakow, G. Kurdyumow, N. Goodtzow : Zeits. für physik, s. 384, 1927.
- ⑰ 岩瀬、竹内博士 : 日本金屬學會誌 vol. 8, No. 7, p. 137, 1944.
- ⑱ 岩瀬、竹内博士 : 日本金屬學會誌 vol. No. 9, p. 497, 1944.
- ⑲ 岩瀬、竹内博士 : 日本金屬學會誌 vol. 8, No. 9, 493, 1944.
- ⑳ 岡田 : 機械技術 Feb., 1945.
- ㉑ Forster, Scheil : Zeits Metallkunde B. 32, s. 165, 1940.
- ㉒ H. S. Carlaw : The Conduction of Heat, p. 7, 29, 149.
- ㉓ Carpenter : Metals.

質 疑 應 答

中西金屬、本郷忠丙

【問】 下記用語の御説明を乞ふ

Chamfer, Lafitte joint, Puddling process, Spelter, Upset.

【答】 Chamfer は bevel (～ing), scarf (～ing)

と同じく開先削稜即ち、熔接に適した形になる様に鐵板や鐵棒の端を斜に切ること。

Lafitte joint は鐵鋼類の鍛接に際し接合部の間へ燒礬砂の如き熔劑と金網或は鐵粉より成

る薄板を挿入して行へる接合部をいふ。

Puddling process は炭素量少き鋼板を短冊狀に切斷し、白熱下で壓延或は鎚打により鍛接し、此の操作を反復する方法である。滓は除かれ組織はよくなり純粋な鍊鐵が得られる。Spelter は50亜鉛の眞鍮鑛材に用ひられることがある。純亜鉛の取引上に用ひられる名稱。Upset. は熔接を行つて接合部が太くなつた場合、此の膨れをいふ。丸棒の衝合鍛接、抵抗衝合熔接等に見られるもの。

(阪大、大西巖)

移動熱源による熱傳導 (II)

小 林 信 夫 *

* 藤永田造船所技師